

**MIKROSTRUKTUR
UND MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN
VON TITANLEGIERUNGEN**

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Manfred A. Däubler
geb. in Bückeburg

Bochum 1980



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41546404_0010

MIKROSTRUKTUR
UND
MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN
VON
TITANLEGIERUNGEN

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Manfred A. Däubler
geb. in Bückeburg

Bochum 1980

Doktorarbeit eingereicht am: 05.11.1980

Tag der mündlichen Prüfung: 18.12.1980

Referent: Prof. Dr. rer. nat. G. Lütjering

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen



I N H A L T

	<u>Seite</u>
1. EINLEITUNG.....	1
1.1. Aufbau der Ti-Legierungen	1
1.2. Mechanische Eigenschaften der Ti-Legierungen	2
1.3. Ziel der Arbeit	4
2. EXPERIMENTELLE METHODEN.....	5
2.1. Gefüge- und Textureinstellung	5
2.2. Mikroskopische Untersuchungen	6
2.3. Texturuntersuchungen	7
2.4. Mechanische Prüfverfahren	7
3. EXPERIMENTELLE ERGEBNISSE.....	9
3.1. Gefüge	9
3.2. Texturen	9
3.3. Mechanische Eigenschaften	10
3.3.1. Zugversuche	10
3.3.1.1. Zugversuchskennwerte	10
3.3.1.2. Streckgrenzenüberhöhung	14
3.3.2. Ver- und Entfestigung	15
3.3.2.1. Luft	15
3.3.2.2. Vakuum	18
3.3.3. Lebensdauerbestimmung	20
3.3.3.1. Luft	20
3.3.3.2. Vakuum	21
4. DISKUSSION.....	23
4.1. Statische Belastung	23
4.1.1. Mechanische Kennwerte	23
4.1.2. Streckgrenzenüberhöhung	27
4.2. Zyklische Belastung	31
4.2.1. Ver- und Entfestigung	31
4.2.1.1. Luft	31
4.2.1.2. Vakuum	34
4.2.2. Lebensdauerbestimmung	37

	<u>Seite</u>
4.2.2.1. Luft	38
4.2.2.2. Vakuum	39
5. ZUSAMMENFASSUNG.....	40
6. LITERATUR.....	44
7. TABELLEN.....	
8. BILDER.....	

Liste der verwendeten Symbole

g-l	grob lamellar
f-l	fein lamellar
bi-m	bimodal
g-g	grob globular
f-g	fein globular
a, c	Koordinaten der hexagonalen Einheitszelle
ϵ	Verformungsgrad
x_0	Probendicke vor der Verformung
x	Probendicke nach der Verformung
B	Basaltextur
T	Transversaltextur
BT	Mischtextur
RD	Walzrichtung
TD	Querrichtung
LM	Lichtmikroskop
TEM	Durchstrahlungselektronenmikroskop
REM	Rasterelektronenmikroskop
α	hexagonale Phase
β	kubisch raumzentrierte Phase
α'	Martensit
RT	Raumtemperatur
T_{gl}	Gleichgewichtstemperatur
T_r	Walztemperatur
T 275	Bezeichnungen der Legierungen (s. Tabelle 1)
T 282	
T 252	
DKK 3	
E	Elastizitätsmodul
σ_E	Elastizitätsgrenze
$\sigma_{0,2}$	Streckgrenze bei 0,2% plastischer Dehnung
$\sigma_{1,0}$	Streckgrenze bei 1,0% plastischer Dehnung
σ_F	wahre Bruchspannung

ϵ_F	wahre Bruchdehnung
$\sigma_{\bar{u}}$	Betrag der Streckgrenzenüberhöhung
SGÜ	Streckgrenzenüberhöhung
$\bar{\alpha}$	Winkel der Streckgrenzenüberhöhung
L	Korngröße
r	Radius der Ti_3Al -Teilchen
f	Volumenanteil der Ti_3Al -Teilchen
n_{stau}	Anzahl der aufgestauten Versetzungen
Δn_{spo}	Anzahl der spontan gebildeten Versetzungen
HCF	Hoch-Lastspiel-Ermüdung
LCF	Niedrig-Lastspiel-Ermüdung
σ_a	Spannungsamplitude
$\Delta \epsilon_p$	plastische Dehnungsamplitude
N	Lastspielzahl
N_f	Bruchlastspielzahl
σ_W	Wechselspannungsfestigkeit
N_R	Anzahl der Lastspiele bis zur Rißbildung
U	Probenumfang
l	Rißlänge
A_R	Oberfläche eines Risses
A_O	Ausgangsquerschnittsfläche der Probe
QDA	Querdehnungsaufnehmer
DMS	Dehnungsmeßstreifen

I. EINLEITUNG

Von den kommerziellen Ti-Legierungen hat die Ti-6Al-4V den größten Marktanteil [1,2]. Das Hauptanwendungsgebiet der Ti-Legierung ist in der Luft- und Raumfahrt [1, 3, 4, 5, 6]; in zunehmendem Maße finden sie auch Anwendung im Verdichter- und Turbinenbau [2, 7, 8, 9]. Der wirtschaftliche Einsatz als Konstruktionswerkstoff verlangt dabei die optimale Ausnutzung der mechanischen Eigenschaften der Legierungen. Bei der Optimierung der mechanischen Eigenschaften spielt die Mikrostruktur der Werkstoffe eine entscheidende Rolle [10]. Es führt jedoch nicht selten die Verbesserung einer Eigenschaft zur Verschlechterung einer anderen. Durch Teilchenaushärtung wird zum Beispiel die Streckgrenze erhöht, die Duktilität fällt jedoch ab [11, 12]. Durch Kornfeinung kann die Streckgrenze, die Bruchdehnung und auch die Bruchzähigkeit zugleich erhöht werden [12, 13, 14]. Die Anhebung der statischen Streckgrenze führt bei dynamischer Belastung zum Beispiel zur Erhöhung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit [12, 16] und der Entfestigung. Eine Verbesserung der Rißbildungseigenschaften hat oft eine Verschlechterung der Rißausbreitung zur Folge [14, 15]. Es ist daher wichtig, den Einfluß jedes einzelnen mikrostrukturellen Parameters auf die makroskopischen mechanischen Eigenschaften getrennt zu bestimmen. Erst dann kann durch geeignete Kombination der Mikrostruktur die Optimierung eines Werkstoffes zufriedenstellend gelöst werden.

1.1. Aufbau der Ti-Legierungen

Ti-Legierungen werden unterteilt in α -, β - und $(\alpha+\beta)$ -Legierungen. Die hexagonale α -Phase wird durch Zulegieren von Aluminium stabilisiert [17, 18, 19, 20] und kann durch geordnete kohärente Ti_3Al -Ausscheidungen gehärtet werden [21, 22, 23-27].

Die kubisch raumzentrierte β -Phase wird meistens durch Vanadium oder Molybdän stabilisiert [17-20]. Eine Aushärtung kann durch die Bildung von metastabilen ω -Teilchen oder fein verteilten

α -Teilchen erfolgen [22, 28-31]. Weiterhin kann die β -Phase durch eine martensitische Umwandlung gehärtet werden [19, 32].

In den $(\alpha+\beta)$ -Legierungen spielen neben den Eigenschaften der einzelnen Phasen die vorliegenden Volumenanteile und die Gefügemorphologie der Phasengemische eine entscheidende Rolle.

1.2. Mechanische Eigenschaften der Ti-Legierungen

In hexagonalen Strukturen ist der E-Modul stark von der Textur abhängig [33-36]. Es wurden für die α -Ti-Einkristalle Werte zwischen 100 und 145 GNm⁻² berechnet [37], wobei in c-Richtung die höchsten Werte in a-Richtung die niedrigsten angegeben werden (Richtungen s. Bild 1). Während Legierungselemente im allgemeinen den E-Modul etwas erniedrigen [38], wird er durch α -stabilisierende Elemente [39] erhöht, weil der Volumenanteil der α -Phase ansteigt. Durch Ausscheiden einer zweiten Phase (Ti_3Al) [11] und bei abnehmender Temperatur steigt ebenfalls der E-Modul [39] an.

Die Streckgrenze wird von dem Gefüge, der Aushärtung und der Textur beeinflusst. Durch Reduzierung der Korngröße kann die Streckgrenze erhöht werden. In vielen Ti-Legierungen findet man eine Korngrößenabhängigkeit gemäß der Hall-Petch-Beziehung [11, 40]. Außerdem kann $\sigma_{0,2}$ durch Mischkristallhärtung [11, 28] und Ti_3Al -Ausscheidung erhöht werden. Die Streckgrenze liegt bei Zugbelastungen in Richtung der Basalebenen niedriger als bei Belastung senkrecht dazu [16, 28, 33, 36, 37, 43].

Durch Schneiden der Teilchen entsteht eine inhomogene Gleitverteilung, die durch Erhöhung des Al- und O-Gehaltes und des Korndurchmessers verstärkt wird [13]. Die Bruchkennwerte fallen im allgemeinen mit der steigenden Inhomogenität der Gleitung [13, 41]. Durch Reduzierung des Korndurchmessers und damit der Aufstaulänge in den Gleitbändern wird die Bruchdehnung unabhängig von der Ti_3Al -Aushärtung [11, 12]. Oft wird ein Anstieg von σ_F und ϵ_F mit fallender Korngröße gefunden [12-14, 40, 42].

Es wird berichtet, daß die Bruchzähigkeit K_{IC} mit fallender Streckgrenze ansteigt [44-46]. Entscheidender sollten jedoch die Bruchkennwerte und der Verfestigungsexponent n kurz vor dem Bruch sein. Da die Korngröße sowohl ϵ_F als auch n beeinflusst, wird der Hahn-Rosenfield-Gleichung [47] entsprechend die Proportionalität K_{IC} proportional $L^{-1/2}$ gefunden [14, 48]. Außerdem wird mit abnehmendem Korndurchmesser $\sigma_{0,2}$ erhöht, die Bruchzähigkeit sollte dann mit steigender Streckgrenze ebenfalls ansteigen [13, 49, 50]. Daß die grob lamellaren Gefüge trotz der niedrigen $\sigma_{0,2}$ - und ϵ_F -Werte eine hohe Bruchzähigkeit aufweisen, wird mit einer starken Rißverzweigung erklärt [41, 45, 51, 52]. In fein lamellaren Gefügen wurde ein niedrigerer K_{IC} -Wert gemessen als in groben [53]. In Textur behafteten Gefügen werden bei Belastung in c-Richtung die höchsten K_{IC} -Werte gemessen [35, 36, 54].

Die Wechselselfestigkeit wird von der Streckgrenze dominiert [13]. Legierungen mit inhomogenerem Gleitverhalten zeigen eine niedrigere Wechselselfestigkeit. Durch Verfeinerung des Gefüges kann σ_W erhöht werden [7, 13, 51, 55], ebenso durch Erhöhung des Sauerstoffgehaltes [56]. Die Erhöhung durch Ti_3Al -Aushärtung ist von der Korngröße begrenzt [13]. In Gefügen mit Textur ist σ_W bei Belastung in Richtung der Basalebenen kleiner als senkrecht dazu [16, 33, 37, 55, 57].

Die Rißausbreitung wird vom E-Modul [58], aber auch vom Gefüge beeinflusst [16, 55]. Die feinen Gefüge zeigen gegenüber den groben eine beschleunigte Rißausbreitung. Dies wird auch in α -Ti-Legierungen gefunden [40, 59, 60] und kann mit einer größeren Reversibilität der Gleitung in den groben Gefügen erklärt werden [61]. Daß die lamellaren Gefüge eine geringere Rißausbreitung zeigen als die globularen, wird mit einer starken Rißverzweigung durch die unterschiedlichen Lamellenorientierungen erklärt [16, 53]. Mit steigendem Sauerstoffgehalt nimmt auch die Rißausbreitung zu [51]. Ein Textureinfluß auf die Rißausbreitung wurde nicht gefunden [16].

Zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens im Niedrig-Lastwechsel-

Bereich (LCF) sind drei Versuchsführungen möglich: spannungsgesteuert, gesamtdehnungsgesteuert und plastischdehnungsgesteuert [62-65]. Oft wird das zyklische Ver- und Entfestigungsverhalten im plastischdehnungsgesteuerten Versuch als Vergleich der statischen mit der zyklischen Spannungsdehnungskurve dargestellt [56, 64, 66]. Die Lebensdauer läßt sich im gesamtdehnungsgesteuerten Versuch meistens als Funktion der Dehnungsamplitude darstellen [66, 67], wobei die Unterteilung in einen plastischen [68, 69] und elastischen [70] Anteil vorgenommen wird. Werkstoffe, die entfestigen, so wird vorgeschlagen, sollten bei Ermüdungsbeanspruchung nicht eingesetzt werden [71-74]. Dabei wird außer Acht gelassen, daß die Lebensdauer auch von der Versuchsführung abhängen kann. Beim Vergleich zweier Ti-V-Legierungen hat die Legierung mit Verfestigung im spannungsgesteuerten Versuch eine höhere, im dehnungsgesteuerten Versuch aber eine niedrigere Lebensdauer als die entfestigende Legierung [56]. Es erscheint daher sinnvoll, bei unterschiedlichem Ermüdungsverhalten beide Testmethoden zu verwenden. Ebenso wurde in Abhängigkeit von der Textur festgestellt, daß bei gesamtdehnungsgesteuerten Versuchen die Zustände mit der stärkeren Verfestigung (zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve) ein schlechteres Rißbildungsverhalten bzw. eine geringere Lebensdauer aufweisen [67, 75]. Bei allen Wechselverformungsversuchen ist es wichtig zu überprüfen, ob das gemessene Entfestigungsverhalten eine Materialeigenschaft ist oder durch Rißbildung beherrscht wird [76-78]. Über zyklische Entfestigung in der Ti-6Al-4V wird auch an anderer Stelle berichtet [79, 80]. Zum tieferen Verständnis des Ver- und Entfestigungsverhaltens eines Werkstoffes ist es unumgänglich, Einflüsse wie Mikrostruktur, Gleitverteilung [56] und Gleitcharakter [81, 82] näher zu bestimmen.

1.3. Ziel der Arbeit

Durch Variation jeweils nur eines mikrostrukturellen Parameters sollte insbesondere für die Legierung Ti-6Al-4V ein tieferes Verständnis für die Zusammenhänge von Mikrostruktur und mechanischen

Eigenschaften gefunden werden.

Ziel dieser Arbeit war es, das Verhalten der einzelnen Phasen α und β im Phasenverbund sowie das Gesamtverhalten bei Variation der Gefüge, Aushärtung und Textur zu untersuchen.

Zu diesem Zweck wurden folgende Untersuchungen durchgeführt:

- Bestimmung der mechanischen Eigenschaften durch Zugversuche in Laborluft,
- Ermüdungs- bzw. Wechselverformungsversuche in Vakuum und Luft zur Untersuchung des Ver- und Entfestigungsverhaltens, zur Bestimmung der Zeitfestigkeit (LCF) und Wechselfestigkeit (HCF) und zur Beobachtung der Rißbildung.

Zusätzliche Aspekte waren:

- Untersuchung der Streckgrenzenüberhöhung im Zugversuch,
- Einfluß der spannungsinduzierten martensitischen Umwandlung $\beta \rightarrow \alpha'$ auf das Verhalten der Legierung,
- Einfluß des Bauschinger-Effekts auf das zyklische Verformungsverhalten,
- Besonderheiten bei kraftgesteuerter Versuchsführung.

2. EXPERIMENTELLE METHODEN

2.1. Gefüge- und Textureinstellung

Die Untersuchungen wurden an den Legierungen Ti-6Al-4V, Ti-8.8Al-4V, Ti-8.6Al und Ti-4Al durchgeführt. Die chemischen Analysen, die Abmessungen und die Temperaturen der $\beta/(\alpha+\beta)$ -Phasengrenzen des Versuchsmaterials sind in Tab. 1 angegeben. Im Zustandsdiagramm der α -Ti-Legierungen (Bild 2) sind für die Ti-8.6Al die Temperaturen der Wärmebehandlungen eingetragen. Die Kreuze kennzeichnen die Homogenisierungs- bzw. Rekristallisationsglühungen,

die Kreise kennzeichnen die Aushärtung durch die intermetallische Ti_3Al -Phase. Stellvertretend für die $(\alpha+\beta)$ -Legierungen ist in Bild 3 schematisch das quasibinäre Phasengleichgewichtsdiagramm der Legierung Ti-6Al-4V dargestellt.

Die thermischen und mechanischen Behandlungen zur Gefügeeinstellung zeigen Tab. 2a und 2b. Die lamellaren Gefüge werden allein durch thermische Behandlung eingestellt. Alle diese Wärmebehandlungen wurden in Quarzrohröfen mit Reinst-Argon-Spülung durchgeführt, damit das Eindiffundieren von Sauerstoff und Wasserstoff vermieden wurde. Zum weiteren Schutz waren die Proben mit geätzter Zirkonfolie umwickelt. Zur Herstellung der globularen und bimodalen Gefüge wurden kleine Blöcke ($40 \times 50 \times 25 \text{ mm}^3$) in Luftöfen bei 1050°C geglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Dieser martensitische Ausgangszustand wurde vor dem Walzen 20 Minuten bei der jeweiligen Walztemperatur in dem gleichen Ofen erhitzt. Nach jedem Walzstich erfolgte, außer beim Kaskaden-Walzen, ein zwei Minuten langes Aufheizen. Nach dem letzten Walzstich wurden die Proben in Wasser abgeschreckt. Die nachfolgenden Rekristallisationsglühungen und Aushärtungen erfolgten unter denselben Schutzmaßnahmen wie bei den lamellaren Gefügen.

Nach der Gefügeeinstellung erfolgte die Werkstattbearbeitung und danach die Aushärtung mit anschließender Luftabkühlung. Bei der Herstellung der ungehärteten Proben wurde die Werkstattbearbeitung vor der letzten Wärmebehandlung vorgenommen.

Die Einstellung unterschiedlicher Texturen erfolgte durch Änderung des Walzmodus, der Walztemperatur und des Verformungsgrades $\epsilon = \ln x/x_0$ (Tab. 3 und 2a und 2b).

2.2. Mikroskopische Untersuchungen

Für die lichtmikroskopischen Beobachtungen wurden die Proben mechanisch geschliffen und elektrolytisch poliert. Der Elektrolyt bestand aus 600 ml Methanol, 360 ml Butanol und 60 ml Perchlor-

säure und war auf -30°C gekühlt. Die Proben wurden entweder jeweils 30 sec in einer Lösung aus 4 ml HF und 96 ml H_2O und dann in einer Lösung aus 5 ml HF, 10 ml HNO_3 , 30 ml H_2O_2 und 85 ml H_2O geätzt und im Auflicht-Mikroskop betrachtet oder wie bei den Rundproben nur elektrolytisch poliert und dann in einem Orthoplan-Lichtmikroskop mit Nomarsky-Interferenz-Zusatz und Öl-Immersions-Objektiv untersucht.

Die Bruchflächen wurden im Rasterelektronenmikroskop (Stereoscan Mk. IIa, Firma Cambridge) untersucht.

Dünne Folien wurden im Durchstrahlungselektronenmikroskop (Philips EM 301, 100 kV) betrachtet. Die Folien wurden hierzu nach dem Doppelstrahlverfahren (Tenupol, Firma Struers) elektrolytisch gedünnt und anschließend im Ionenstrahl-Ätzgerät (MIM 4, Firma Technics) nachgedünnt.

2.3. Texturuntersuchungen

Die (0002)-Polfiguren wurden mittels eines Texturgoniometers (Philips-PW 1050/25) nach der Reflektionsmethode an elektrolytisch polierten Proben ermittelt. Zur Erzeugung monochromatischer Röntgenstrahlen wurde die verwendete Cu-Röhre mit einem Ni-Vorsatz gefiltert und bei 30 mA und 40 kV betrieben. Um vollständige Polfiguren zu erhalten, wurden neben der Walzebene auch die senkrecht dazu stehenden Ebenen geröntgt.

2.4. Mechanische Prüfverfahren

Die Zugversuche wurden mit einer mechanischen Zugprüfmaschine (Zwick-1387) bei Probendehngeschwindigkeiten von 6 bis $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Die Messungen erfolgten über eine Kraft-Weg- und über eine Kraft-Dehnungsaufzeichnung (DMS). Die Probendurch-

messer wurden mit einem Mikroskop (Zeiss) bei einer Auflösung $< 1/100$ mm bestimmt. Die verwendeten Probenformen sind aus Bild 4 oben und Mitte ersichtlich.

An einer Umlaufbiegemaschine (PUNZ S/PUN 0273, Firma Schenck) wurden die Wechselfestigkeiten in Luft ermittelt. Die Versuche wurden belastungsgesteuert bei einer Testfrequenz von 70 Hz durchgeführt. Die Probenform ist in Bild 4 unten dargestellt.

Die Wechselverformungsversuche wurden mit einer servohydraulischen Prüfmaschine (RE 25, Firma Schenck-Trebel) gefahren. Die Proben waren elektrolytisch poliert. Es wurden gekehlte Proben (Bild 5 oben links) und zylindrische Proben (Bild 5 oben rechts) getestet. Alle zylindrischen Proben waren aus der Legierung T 275 hergestellt und wurden mit zyl gekennzeichnet. Die gekehlten Proben waren der Legierung DKK 3 entnommen. Die Zug-Druck-Versuche wurden kraftgesteuert (nennspannungsgesteuert) mit einer zyklischen Dreieckswellenbelastung durchgeführt (Bild 5 Mitte). Als Meßergebnis erhält man Hysteresisschleifen (Bild 5 unten). Die wichtigsten Kenngrößen sind in dem Diagramm angegeben. Die Registrierung erfolgte über eine Kraft- und Dehnungsmessung (DMS) oder durch Messung der Kraft- und Querkontraktion (QDA). Die Messung mit dem QDA wurde an den gekehlten Proben, die DMS-Messungen an den zylindrischen Proben durchgeführt. Die Gleichgewichtstemperatur betrug, wenn nicht anders angegeben, $800^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$. Zur Überwachung, besonders bei DMS-Messung, wurde zusätzlich eine Kraft-Kolbenweg-Messung (Induktiv) vorgenommen. Die Testfrequenz betrug 0,1 Hz ($\sigma_a \geq 0,9 \sigma_E$) und 1 bis 2,5 Hz ($\sigma_a < 0,9 \sigma_E$). Die Vakuumversuche wurden bei 5×10^{-3} bis 6×10^{-4} Pa gefahren.

3. EXPERIMENTELLE ERGEBNISSE

3.1. Gefüge

In den α -Legierungen (Ti-4Al, Ti-8.6Al) erhält man ein globulares Gefüge. Es wurden Korngrößen von 14 bis 29 μm eingestellt.

In den untersuchten ($\alpha+\beta$)-Legierungen sind die Gefügeausbildungen gleich und können daher am Beispiel der Ti-6Al-4V beschrieben werden. Die LM- und TEM-Aufnahmen der fünf untersuchten Gefüge werden in den Bildern 7 und 8 gezeigt. Die Gleichgewichtstemperatur beträgt 800°C. Der Volumenanteil der β -Phase beträgt dann 15% (vgl. Bild 6). In den TEM-Aufnahmen (Bild 8) erscheint die β -Phase dunkel. Im g-l-Gefüge ist die Breite der α -Lamellen etwa 10 μm , die Länge kann bis 500 μm betragen. Das f-l-Gefüge hat eine α -Lamellenbreite von 0,5 bis 1 μm bei einer Länge bis zu 20 μm . Die α -Korngröße des g-g-Gefüges beträgt 10 bis 12 μm , das f-g-Gefüge hat eine Korngröße von 1 bis 2 μm . Das bimodale Gefüge hat eine α -Korngröße von etwa 6 μm , die Lamellenlänge des f-l-Anteils ist ungefähr 5 μm .

3.2. Texturen

Die (0002)-Polfiguren der untersuchten Zustände zeigen die Bilder 11 bis 16. Als Ausgangszustand wurde ein martensitisches Gefüge (15 Minuten 1050°C/H₂O) mit einer regellosen Anordnung der Kristalle gewählt (Bild 11). In der α -Phase lassen sich zwei Grundtexturtypen einstellen, die Basaltextur (B) (Bild 9) und die Transversaltextur (T) (Bild 9). Für diese Grundtexturen und für die Mischtextur (BT) sind die Lagen der hexagonalen Einheitszellen, bezogen zu den gewählten Belastungsrichtungen, in Bild 10 angegeben. In den Legierungen Ti-6Al-4V und Ti-8.8Al-4V bilden sich bei gleichen thermomechanischen Behandlungen vergleichbare

Texturen aus (Tab. 3). Einsinniges Walzen bei 800 und 850°C ergibt eine Mischtextur (Bilder 12 und 15). Bei einer Walztemperatur von 920 und 960°C erhält man eine Transversaltextur (Bild 13). Mehrsinniges Walzen, hierbei wird die Walzrichtung nach jedem Stich um 90° gedreht, erzeugt bei Temperaturen von 700 bis 900°C Basaltexturen (Bilder 14 und 15), wobei Zentren mit hoher Intensität beobachtet werden. Die Legierung Ti-8.6Al zeigt unabhängig vom Walzmodus bei 950°C Walztemperatur eine Basaltextur (Bild 16), deren Intensitätslinien etwa radial zum Zentrum liegen. Alle Polfiguren wurden nach einer Rekristallisationsglühung von einer Stunde bei 800°C gemessen. Durch längeres Glühen (96^h 800°C) können die Intensitäten etwas verstärkt werden [16].

3.3. Mechanische Eigenschaften

3.3.1. Zugversuche

3.3.1.1. Zugversuchskennwerte

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in den Tabellen 5 bis 11 wiedergegeben. Die Haupteinflußgrößen auf die mechanischen Eigenschaften stehen in Tab. 4.

Der E-Modul variiert in der Ti-6Al-4V von 100 bis 133 GNm⁻², bei 85 Vol-% α -Phase. Der E-Modul ist stark richtungsabhängig. Wird der Winkel zwischen C-Achse der hexagonalen Einheitszelle und der Testrichtung größer, so fällt der E-Modul. Mit zunehmender Textur nimmt zum Beispiel bei B-Texturen der E-Modul von 118 auf 107 GNm⁻² ab (Tab. 11). In T-Texturen steigt der E-Modul zwischen RD- und TD-Richtung von 116 auf 132 GNm⁻² (Tab. 11). Unter 45° erhält man mittlere Werte. Bei BT-Textur ist der E-Modul in TD-Richtung um etwa 10 GNm⁻² höher als in RD-Richtung (Tab. 9). Bei gleicher Testrichtung (RD) ist in lamellaren Gefügen der E-Modul größer als in den globularen (Tab. 5, 7, 8 und 9). Bei einem Sauerstoffgehalt von 0,19% ist der E-Modul

größer als bei 0,08% (Tab. 6 und 7). Mit steigender Aushärtung durch Ti_3Al steigt ebenfalls der E-Modul an (Tab. 5, 7 und 9). Je niedriger die Gleichgewichtstemperatur ist, desto höher ist der E-Modul (Tab. 6). Die α -Ti-Legierung mit 4% Al hat im abgeschreckten Zustand einen E-Modul von 117 GNm^{-2} . Bei 8,6 % Al steigt er auf 130 GNm^{-2} an. In der letzteren Legierung kann durch eine Ti_3Al -Aushärtung ($260^{\text{h}} 500^{\circ}\text{C}$) nur noch eine geringe Steigerung des E-Moduls auf 133 GNm^{-2} erreicht werden (Tab. 10).

Die Elastizitätsgrenze der Ti-6Al-4V wird, besonders im ungehärteten Zustand, von der β -Phase bestimmt. Wird die Legierung von 800°C in H_2O auf Raumtemperatur abgeschreckt, so wandelt die β -Phase nicht mehr martensitisch um (Bild 17 oben). Die erhaltene metastabile β -Phase wandelt jedoch unter Zugspannung in Martensit um (Bild 17 unten). Diese Umwandlung ruft eine plastische Dehnung in den Legierungen hervor. Nennenswerte Dehnbeträge können aber nur bei groben Abmessungen der β -Phase beobachtet werden. Im grob lamellaren, ungehärteten Zustand setzt diese spannungsinduzierte Umwandlung $\beta \rightarrow \alpha'$ bereits unterhalb 100 MNm^{-2} ein (Bild 18, Zustand A). Dies ist durch das erste Abknicken von der Elastizitätsgeraden erkennbar. Eine Aushärtung der β -Phase bei niedrigen Temperaturen (200°C) behindert bereits den Umwandlungsvorgang (Bild 18, Zustand B). Die eingezeichneten gestrichelten Linien dienen zum Vergleich und zeigen den zu erwartenden Verlauf der Fließspannungen, wenn die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung verhindert wäre. Die schraffierten Flächen zwischen den Kurven stellen somit ein Maß für die plastische Verformung infolge der $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung dar. Die Elastizitätsgrenze steigt bei 200°C -Aushärtung im g-l-Gefüge von 85 auf 420 MNm^{-2} an. Im g-g-Gefüge (Bild 19) erhöht sie sich von 150 auf 800 MNm^{-2} . Werden die Legierungen bei 350 und 500°C ausgehärtet, dann wird eine $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung nicht mehr gemessen. Nach Luftabkühlung von 650°C wird die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung ebenfalls behindert (Bild 20). Bei Erhöhung des Sauerstoffgehaltes von 0,08 auf 0,19 % nimmt die Behinderung der $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung ebenfalls zu (Bild 21 und 22). Außerdem ändert sich σ_E mit der Gleichgewichtstemperatur (Bild 22). Bei 750°C wird die niedrigste Umwandlungs-

spannung $\sigma_{\beta \rightarrow \alpha}$, gemessen. Unterhalb 750°C stabilisiert sich die β -Phase, so daß eine $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung immer mehr erschwert wird. Oberhalb 830°C wandelt die β -Phase beim Abschrecken in H_2O bereits teilweise in α' um. Es wird eine höhere Energie benötigt, um den Rest des instabilen β in α' umzuwandeln.

Die Streckgrenze der Legierung Ti-6Al-4V wird im wesentlichen von der α -Phase bestimmt, die bei einer Gleichgewichtstemperatur von 800°C einen Volumenanteil von 85 % aufweist (Bild 6). Die Streckgrenze kann in weiten Grenzen variiert werden (Tab. 12). In ungehärteten g-l-Gefügen wird $\sigma_{0,2}$ durch die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung beeinflusst (Bild 23), es sollte daher die $\sigma_{1,0}$ Streckgrenze zur Bewertung herangezogen werden. Bei 1% plastischer Dehnung ist die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung abgeschlossen und hat keinen Einfluß mehr auf den Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve (Bild 21).

Durch Ti_3Al -Aushärtung bei 500°C wird im g-g-Gefüge die α -Phase um 170 MNm^{-2} ausgehärtet (Bild 19). Die Aushärtung der α -Phase steigt bei derselben Temperatur mit zunehmender Auslagerungszeit kontinuierlich an (Bild 24). Längere Auslagerungszeiten als 24^{h} bewirken jedoch nur noch eine schwache Erhöhung der Streckgrenze $\sigma_{1,0}$. Die erreichbare Aushärtung bei 24^{h} 500°C Aushärtung hängt von der Gleichgewichtstemperatur ab (Bild 25). Die Streckgrenze steigt zwischen 600 und 850°C von 40 auf 140 MNm^{-2} an.

Die Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ ist bei Belastung in TD-Richtung höher als in RD-Richtung. Bei T-Textur wurde ein maximaler Unterschied von 80 MNm^{-2} (Tab. 11) bei BT-Textur (ungehärtet) bis 100 MNm^{-2} gemessen (Tab. 9).

Die Legierung mit 0,19% Sauerstoff besitzt im abgeschreckten Zustand eine um 100 MNm^{-2} höhere Streckgrenze $\sigma_{1,0}$ als die Legierung mit 0,08% Sauerstoff (Tab. 6, Bild 22). Der Sauerstoff begünstigt die Bildung von Ti_3Al (Tab. 7). Die Legierung mit dem höheren Sauerstoffgehalt härtet bei 96^{h} 500°C um etwa 40 MNm^{-2} stärker aus (Bild 21, Pfeil).

Die Phasenabmessungen konnten in weiten Grenzen variiert werden. Die hierdurch bedingte Streckgrenzenänderung folgte in der Tendenz der Hall-Petch-Beziehung (Bild 26). Durch die Verfeinerung der Phasenabmessungen kann eine Streckgrenzenerhöhung von etwa 150 MNm^{-2} erreicht werden.

Die Bruchdehnung der Ti-6Al-4V fällt mit steigender Korngröße bzw. Phasenabmessung ab. Die globularen Gefüge weisen die höchsten Werte für ϵ_F auf, in den g-l-Gefügen ist die Bruchdehnung am geringsten (Tab. 9).

Im lamellaren Gefüge fällt ϵ_F mit steigender Aushärtung von 0,30 auf 0,08 ab (Tab. 8). Im globularen Gefüge ist die Bruchdehnung unabhängig von der Aushärtung (Tab. 9). Die abfallende Duktilität in Tabelle 5 (150 bis 350°C) konnte nachweislich auf Versprödung der Oberfläche zurückgeführt werden (Bild 71).

Die Legierung mit 0,19% Sauerstoff zeigt eine geringere Bruchdehnung als die mit 0,08% (Tab. 6 und 7).

Werden beide Legierungen aus dem $\alpha+\delta$ Phasengebiet auf Raumtemperatur abgeschreckt, so fällt mit steigender Gleichgewichtstemperatur die Bruchdehnung des g-l-Gefüges ab (Tab. 6).

Ein systematischer Textureinfluß konnte nicht beobachtet werden. Die höchste Bruchdehnung wurde im f-g-Gefüge mit Basaltextur und BT-Textur bei Belastung in RD-Richtung gemessen (Tab. 9 und 11). Bei T-Textur treten höchste Werte unter 45° auf.

Die Bruchspannung steigt mit feiner werdenden Phasenabmessungen an (Tab. 9). Sie beträgt 1050 MNm^{-2} im g-l-Gefüge, unabhängig von der Aushärtung und steigt im f-g-Gefüge bis auf 1600 MNm^{-2} an.

Wird der Sauerstoffgehalt von 0,19 auf 0,08 % reduziert, so sinkt die Bruchspannung im g-l-Gefüge um etwa 100 MNm^{-2} ab (Tab. 7).

Die höchste Bruchspannung wird bei T-Textur in TD-Richtung gemessen. Mit steigendem Winkel (TD, 45° , RD) zwischen Belastungsrichtung und C-Achse der hexagonalen Einheitszelle fällt σ_F ab (Tab. 11).

3.3.1.2. Streckgrenzenüberhöhung

Die möglichen Einflußgrößen auf die Streckgrenzenüberhöhung (SGÜ) sind in Tabelle 13 aufgeführt. Gemessen wurden $\sigma_{\bar{u}}$ und der Winkel $\bar{\alpha}$ (Bild 27). Wenn $\sigma_{\bar{u}}$ größer wird, hat $\bar{\alpha}$ die Tendenz, sich zu verkleinern. Bei $\bar{\alpha} = 180^\circ$ ist $\sigma_{\bar{u}} = 0$. Von den Einflußgrößen sind die Textur und die Aushärtung unbedingt notwendige Voraussetzungen für das Auftreten einer SGÜ (Bild 28) bei erstmaliger Zugverformung.

Im nicht ausgehärteten Zustand werden keine Streckgrenzenüberhöhungen (Ti-6Al-4V) gemessen. Dies gilt für alle Gefügearten, sowohl für das lamellare Gefüge ohne Textur als auch für das bimodale und die globularen Gefüge mit BT-Textur.

Ausgehärtete Gefüge weisen nur dann eine SGÜ auf, wenn zusätzlich eine Textur vorhanden ist (Tab. 16). Das bimodale Gefüge, bestehend aus lamellaren und globularen Gefügeanteilen, zeigt jedoch trotzdem keine Streckgrenzenüberhöhung. Im globularen Gefüge wurde der Einfluß der Aushärtung gemessen (Tab. 14 und 15). Die SGÜ nimmt mit steigender Auslagerungstemperatur (Tab. 14) oder mit längerer Auslagerungszeit (Tab. 15) zu.

Es wurden keine Unterschiede zwischen der Legierung mit 0,19% und 0,08% Sauerstoff festgestellt.

Es wurde untersucht, ob und wie die Aushärtung durch Ti_3Al -Teilchen die SGÜ beeinflusst. Zu diesem Zweck wurden an der Legierung Ti-8,6Al die Parameter Teilchenradius r , Volumenanteil an Ti_3Al f und die Korngröße L variiert (Tab. 17). Mit steigender Korngröße oder steigendem Volumenanteil an Ti_3Al steigt auch $\sigma_{\bar{u}}$ an (Tab. 17).

Mit steigendem Teilchenradius fällt jedoch σ_{H} .

Der Textureinfluß wurde an der Ti-6Al-4V untersucht (Tab. 18). Mit zunehmender Textur B 900, B 800, B 700 steigt die SGÜ auf 2, 30, 50 MNm^{-2} an. Bei T-Texturen erreicht die SGÜ nur Werte bis zu 1/10 von den Maximalwerten bei B-Textur, und außerdem tritt bei Belastung unter 45° keine Streckgrenzenüberhöhung auf. Im Gegensatz dazu wird bei BT-Textur unter 45° ein σ_{H} von ca. 20 MNm^{-2} gemessen (Tab. 18).

Der Einfluß der Prüftemperatur auf die SGÜ wird in Tabelle 19 wiedergegeben. Die Legierungen sind durch Ti_3Al ausgehärtet. Bei niedrigen Temperaturen (-196°C) wird keine SGÜ gemessen, sie nimmt dann mit steigender Temperatur zu und erreicht bei 200°C ihr Maximum. Bei 350°C wird die SGÜ wieder schwächer und ist bei 500°C nicht mehr vorhanden.

Auf ganz andere Weise kann ebenfalls eine SGÜ erzeugt werden. Werden die Legierungen 24^{h} 500°C ausgehärtet, dann vorverformt und anschließend bei 250°C ausgelagert, so tritt unabhängig von Gefüge und Textur eine SGÜ auf (Bild 28). Die SGÜ nimmt mit steigender Vorverformung und steigendem Sauerstoffgehalt zu (Tab. 20).

3.3.2. Ver- und Entfestigung

3.3.2.1. Luft

Die Wechselverformungsversuche wurden an den beiden Ti-6Al-4V-Legierungen T 275 (zyl, Luft) und DKK 3 (gek, Vakuum) durchgeführt. Die Gleichgewichtstemperatur betrug, wenn nicht anders angegeben, $800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$. Die Elastizitätsgrenzen der verschiedenen Gefüge sind in Tabelle 21 angegeben.

Bei zyklischer Wechselbeanspruchung findet ebenfalls die Umwandlung $\beta \rightarrow \alpha'$ statt. Am ungehärteten g-l-Gefüge ($T_{\text{gl-2}} = 800/\text{H}_2\text{O}$) wurde nach der Wechselverformung mit $\sigma_a = 500 \text{ MNm}^{-2}$ elektronen-

mikroskopisch die spannungsinduzierte martensitische Umwandlung der β -Phase nachgewiesen (Bild 29). Die Versetzungsdichte der α -Phase bleibt bei dieser Belastung unverändert. Unter diesen Bedingungen verformt also nur die β -Phase plastisch, dabei wird eine zyklische Verfestigung gemessen (Bild 30 und 31). Bei relativ niedrigen Spannungsamplituden ($\sigma_a = 500 \text{ MNm}^{-2}$) nimmt die plastische Dehnungsschwingbreite $\Delta \epsilon_p$ mit steigender Lastspielzahl N ab. Das g-g-Gefüge (Bild 32) zeigt ein ähnliches Verhalten, die Verfestigung ist jedoch geringer.

Mit steigender Aushärtung wird die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung immer mehr behindert. Bei $24^h 200^\circ\text{C}$ findet sie zwar noch statt (Bild 34), $\Delta \epsilon_p$ und die Verfestigung sind jedoch geringer (Bild 30 und 33). Nach $24^h 500^\circ\text{C}$ Aushärtung ist die Umwandlung $\beta \rightarrow \alpha'$ völlig unterdrückt. Die plastische Verformung findet in der α -Phase statt. Es wird ausschließlich Entfestigung gemessen (Bild 35-37).

Das Ver- und Entfestigungsverhalten ist von der Spannungsamplitude abhängig. Wird bei niedrigen Belastungen nur die β -Phase plastisch verformt (ungehärtet oder $24^h 200^\circ\text{C}$), so verfestigt die Legierung. Bei Belastungen oberhalb der Streckgrenze der α -Phase überlagern sich Ver- und Entfestigung (Bild 30-33). In den ersten Lastzyklen überwiegt die Verfestigung, dann wird die Entfestigung immer stärker, so daß $\Delta \epsilon_p$ ansteigt.

Bei Belastungsamplituden bis zum 0,8-fachen der makroskopischen Elastizitätsgrenze verhalten sich alle $24^h 500^\circ\text{C}$ ausgehärteten Gefüge makroskopisch elastisch. Ab dem 0,9-fachen öffnen sich die Hysteresisschleifen nach 100 oder mehr Lastspielen (Bild 35a, 36 und 37). Mit steigender Belastung bilden sich immer eher Hysteresisschleifen aus und die Entfestigung wird immer stärker.

Den Einfluß der Gefüge auf das Entfestigungsverhalten zeigt Bild 38. Bei gleichem Spannungsverhältnis $\sigma_a/\sigma_E = 1,06$ entfestigen die lamellaren Gefüge am wenigsten, die globularen am stärksten. Das bimodale Gefüge liegt dazwischen.

Wird das g-l-Gefüge von 650°C in Luft langsam auf Raumtemperatur abgekühlt, dann ist das Entfestigungsverhalten des ungehärteten und des $24^{\text{h}} 500^{\circ}\text{C}$ ausgehärteten Zustandes nur unwesentlich verschieden (Bild 39). Eine so starke Verfestigung, wie in den $800^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$ abgeschreckten Zuständen wird nicht gemessen und die Entfestigung ist größer (vgl. Bild 31 und 35a). Bei einer Spannungsamplitude von 535 MNm^{-2} wird in beiden Zuständen makroskopisch elastisches Verhalten gemessen.

Um das Entfestigungsverhalten der verschiedenen Gefüge besser beurteilen zu können, wurden die Wechselverformungskurven von Bild 38 stückweise differenziert. Knicke in den Wechselverformungskurven werden dabei zu Sprüngen in der Darstellung Bild 40. In den lamellaren Gefügen nimmt die Entfestigung pro Lastspiel ab, in den globularen Gefügen steigt sie an. Das bimodale Gefüge zeigt ein etwa konstantes Entfestigungsverhalten.

Bei der zyklischen Wechselverformung tritt der Bauschinger-Effekt auf [106 bis 108], das heißt nach Belastungsumkehr erniedrigt sich die Spannung, bei der die plastische Verformung beginnt (Bild 42). Dabei sinkt σ_E mit steigender Lastspielzahl ab (Bild 41). Bereits ab dem zweiten Lastzyklus ist σ_E im Zug und Druck gleich groß. Bild 43 zeigt, wie bei unverändertem Verfestigungsverhalten (Kurve 1 und 2) durch Erniedrigung von σ_E eine Zunahme der plastischen Dehnung und damit bei konstanter Spannungsamplitude eine Entfestigung möglich ist.

Die Hysteresisschleifen können verschiedene Formen annehmen (Bild 42). Im ausgehärteten Zustand bei plastischer Verformung der α -Phase erhält man zum Beispiel Schleifen des Typs A- α (Bild 42 oben links). Verformt nur die β -Phase, erhält man spitze Schleifen des Typs A- β (Bild 42 oben rechts). Außerdem erhält man bei Start in Zugrichtung (pos.) Schleifen des Typs B, bei Start in Druckrichtung (neg.) findet man Typ C (Bild 42). Wegen des unterschiedlichen Verhaltens erhält man bei gleicher Spannungsamplitude unterschiedliche Mitteldehnungen (Bild 44). Wesentliche Unterschiede im Entfestigungsverhalten und in den Bruchlastspielzahlen

werden jedoch dadurch nicht erzielt (Bild 39a).

Die Rißbildung in Luft wurde am g-l-Gefüge untersucht. Es werden grundsätzlich zwei Rißarten beobachtet:

- a) Grenzflächenrisse und
- b) Gleitbandrisse (Bild 73).

Die Rißarten lassen sich dem Verformungsverhalten zuordnen. Bei elastischer Wechselverformung und bei Verfestigung, die bei niedrigen Spannungsamplituden erzeugt werden, treten Grenzflächenrisse auf. Wird nur Entfestigung gemessen, zum Beispiel im 24^{h} 500°C ausgehärteten Zustand bei $\sigma_a = 900 \text{ MNm}^{-2}$, so wird nur Gleitbandbruch beobachtet. Tritt Ver- und Entfestigung auf, dann zeigen sich Grenzflächenrisse und Gleitbandrisse. Wann die ersten Risse auftreten, hängt von der Spannungsamplitude ab (Tab. 22).

3.3.2.2. Vakuum

Das Ver- und Entfestigungsverhalten der ungehärteten Gefüge ist in Bild 45 dargestellt. Bemerkenswert ist das Entfestigungsverhalten der Gefüge f-l und bi-m. Mit zunehmender Lastspielzahl nimmt deren Entfestigung immer stärker ab.

Der Einfluß der Spannungsamplitude auf das Entfestigungsverhalten der untersuchten ausgehärteten Gefüge (DKK 3, 24^{h} 500°C) ist aus den Bildern 46 bis 48 ersichtlich. Die plastische Dehnungsamplitude erhöht sich bei gleicher Spannungserhöhung oberhalb σ_E in den lamellaren Gefügen weniger als in den globularen. Der bi-modale Zustand liegt dazwischen.

Bei einem Spannungsverhältnis σ_a zu $\sigma_E = 1,05$ werden in dem Bild 49a die Ergebnisse der DMS-Messung gezeigt. In Bild 49b werden die Wechselverformungskurven der QDA-Messung zum Vergleich dargeboten. Bei niedrigen Lastspielzahlen stimmen die Ergebnisse tendentiell überein, nur im letzten Teil der Kurven, der wegen des undefinierten Einflusses durch eventuell vorhandene Risse nicht gewertet werden darf, ergeben sich Abweichungen für die Gefüge bi-m und f-l. Die gute Übereinstimmung in den globularen

Gefügen zeigt Bild 50. Im Bild 51 fällt auf, daß die Ti-6Al-4V Legierung DKK 3 nicht so stark entfestigt, wie die Legierung T 275 (vgl. Bild 49a und 49b).

Die Gefüge bi-m, g-g, f-g mit BT-Textur wurden auch quer zur Walzrichtung (TD) getestet. Die ungehärteten Gefüge (Bild 52) entfestigen in TD-Richtung weniger als in RD-Richtung. Die 24^h 500°C ausgehärteten Zustände (Bild 53 und 54) entfestigen besonders bei den hohen Lastspielzahlen in TD-Richtung nicht so stark wie in RD-Richtung.

Am Beispiel des f-g-Gefüges wurde nachgewiesen, daß die Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude im Vakuum tatsächlich eine Folge der Entfestigung in der Legierung ist. Der Versuch wurde bei N = 100 und 200 unterbrochen (Bild 55). Auf der Oberfläche waren bei 1250-facher Vergrößerung keine Risse sichtbar. Trotzdem wurden jedesmal etwa 40 µm elektrolytisch von der Oberfläche abgetragen. Bei Versuchsfortführung nimmt $\Delta \epsilon_p$ nach kurzem Übergang wieder Werte an, die der ursprünglichen Tendenz der Kurve entspricht. Diese Ergebnisse zeigen, daß die Wechselverformungskurven außer im letzten meist steil ansteigenden Bereich nur unwesentlich in ihren Tendenzen durch vorhandene Risse beeinflusst werden. Zum gleichen Ergebnis kommt man durch die Beobachtung der Rißbildung. Die lamellaren Gefüge bilden bei relativ hohen Spannungsamplituden bereits sehr früh die ersten Risse (Tab. 23). In den globularen Gefügen werden dagegen erst viel später Risse beobachtet. Im globularen Gefüge wurden im mittleren Bereich der Wechselverformungskurven Rißlängen von ungefähr 30 µm beobachtet. Im g-l-Gefüge haben die Risse dann bereits die Größe von etwa 100 µm erreicht (Bild 74). Kurz vor dem steilen Anstieg der Wechselverformungskurven wurden Risse von etwa 500 µm und größer beobachtet. Unter der Annahme, daß die Risse sich radial ausbreiten, wurden die Querschnittsverminderung für einige Rißlängen berechnet (Tab. 24). Außerdem ist der Anteil der Rißfläche angegeben, wenn Risse einmal um den Umfang herum verteilt sind, da geometrisch betrachtet in erster Linie nur die Projektion der Risse in die Berechnung der Spannungserhöhung eingeht.

Außerdem wurden für die Rißlänge von 100 μm exemplarisch die Querschnittsreduzierung und die daraus resultierende Spannungserhöhung im Restquerschnitt errechnet (Tab. 25). Diese Berechnungen lassen erwarten, daß im globularen Gefüge die Entfestigung kaum durch Rißbildung beeinflusst wird, ausgenommen bleibt der letzte steil ansteigende Bereich, während in g-l-Gefügen bereits im mittleren Bereich der Wechselverformungskurven mit einer geringfügigen Beeinflussung (etwa 3%) zu rechnen ist. Der Einfluß der Rißbildung ist zum Beispiel in den Bildern 56 und 57 ersichtlich. Die Verfestigung erstreckt sich im ungehärteten und 24^{h} 200°C ausgehärteten Zustand im Vakuum über eine größere Lastspielzahl hin und die anschließende Entfestigung ist geringer als in Luft. Im ausgehärteten Zustand wird im Vakuum eine etwas geringere Entfestigung als in Luft gemessen (Bild 57a). In den lamellaren Gefügen erkennt man den Einfluß der Rißbildung in Luft bereits sehr früh durch den stärker werdenden Anstieg der Entfestigung. Im f-g-Gefüge werden erst bei höheren Lastspielzahlen deutliche Unterschiede im Entfestigungsverhalten beobachtet.

Die Legierung zeigt bei Raumtemperatur ein viskoelastisches Verhalten, das durch eine zeitabhängige, aber reversible Formänderung gekennzeichnet ist (Bild 58). Für drei Lastzyklen sind die zeitabhängigen Dehnungen und Dehngeschwindigkeiten im Bild 58b aufgetragen. Wegen der Querschnittsänderung von 4% wurde die Druckbelastung entsprechend erhöht. Im dritten Zyklus konnte auf diese Weise wegen der angeglichenen Dehnverhältnisse eine völlig geschlossene Hysteresisschleife erzeugt werden. Wird diese Korrektur der Belastung im kraftgesteuerten Wechselverformungsversuch nicht durchgeführt, so wird eine anwachsende positive Mitteldehnung erzeugt (Bild 44).

3.3.3. Lebensdauerbestimmung

3.3.3.1. Luft

An grob lamellaren Gefügen wurden Umlaufbiegeversuche (HCF) in Luft durchgeführt. Der Einfluß der Aushärtung auf die Wechsel-

festigkeit σ_W für die Gleichgewichtszustände $800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$ und $650^\circ\text{C}/\text{Luft}$ zeigen die Bilder 59 und 60. Im Zustand $800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$, ungehärtet (Bild 59), beträgt die Wechselfestigkeit 290 MNm^{-2} , bei 24^{h} 200°C -Aushärtung steigt sie auf 420 MNm^{-2} und erreicht bei 24^{h} 500°C -Aushärtung 480 MNm^{-2} . Bei Luftabkühlung von 650°C (Bild 60) ist σ_W etwa 340 MNm^{-2} . Nach 24^{h} 500°C -Aushärtung erreicht die Wechselfestigkeit nur 380 MNm^{-2} .

Im Bereich der Zeitfestigkeit (LCF) steigen bei Zug-Druck-Beanspruchung die Bruchlastspielzahlen der fünf Gefüge (24^{h} 500°C) in der Reihenfolge g-l, g-g, f-l, bi-m, f-g an (Bild 61). Die groben Gefüge brechen in Luft eher als die feinen.

Die Ergebnisse aus den HCF- und LCF-Versuchen lassen sich in guter Übereinstimmung miteinander verbinden (Bild 62). Als Wechselfestigkeit des grob globularen Gefüges wurde 550 MNm^{-2} ermittelt. Eine Übersicht über die gesamten Ergebnisse zeigt Bild 63a. Diese Kurven lassen sich in drei Bereiche einteilen: 1. Die Dauer- oder Wechselfestigkeit ($N > 10^5$), 2. die Zeitfestigkeit ($10^3 < N < 10^5$), 3. die Kurzzeitfestigkeit ($N < 10^3$). Normiert man die Belastungsamplitude σ_a auf die jeweilige Elastizitätsgrenze σ_E (Tab. 21) des Gefüges, so fallen die Zeitfestigkeitskurven zusammen (Bild 63b). Bei Belastungen oberhalb der Elastizitätsgrenze knicken die Kurven ab, hier beginnt der Bereich der Kurzzeitfestigkeit. Die globularen Gefüge brechen bei Spannungsverhältnissen $\sigma_a/\sigma_E < 1$ eher als die bi-modalen, die wiederum eher brechen als die lamellaren Gefüge.

3.3.3.2. Vakuum

Für das fein globulare Gefüge wurden Wöhlerdiagramme (S-N Kurven) im Bereich von 10^2 bis 10^7 Lastzyklen unter Zug-Druck-Belastung ermittelt (Bild 64a und 64b). Im Bereich der Wechselfestigkeit stammen die Ergebnisse aus der Hoch-Lastspiel-Ermüdung (HCF), die übrigen Meßpunkte wurden bei Niedrig-Lastspiel-Ermüdung (LCF) ermittelt. In Bild 64a erkennt man besonders gut, daß im

unteren Zeitfestigkeitsbereich die Bruchlastwechselzahl unabhängig von der Testfrequenz ist, da die LCF- und HCF-Ergebnisse gut übereinstimmen. Im Vakuum haben die globularen Gefüge eine bessere Zeitfestigkeit als die lamellaren. Die Bruchlastspielzahlen steigen in der Reihenfolge g-l, f-l, bi-m, g-g, f-g (Bild 65).

Vergleiche zwischen den Bruchlastwechselzahlen im Vakuum mit denen in Luft zeigen, daß die Vakuumwerte grundsätzlich höher liegen als die Luftwerte (Bild 66). Noch deutlicher wird dieser Sachverhalt, wenn das Spannungsverhältnis σ_a/σ_E über der Bruchlastspielzahl N_f aufgetragen wird (Bild 67). Durch diese Normierung fallen die Luft-Kurven im Zeitfestigkeitsbereich zusammen (vgl. Bild 63b), die Vakuum-Kurven jedoch nicht. In den Bildern 68 bis 70 sind die Vakuum- und Luftergebnisse der Zeit- und Kurzzeitfestigkeiten gegenübergestellt. Außerdem ist der Einfluß der Textur (Testrichtung TD) dargestellt. Vergleicht man im Zeitfestigkeitsbereich die Bruchlastspielzahlen im Vakuum (gestrichelt) mit den Ergebnissen in Luft, so fällt auf, daß in Luft die Bruchlastspielzahlen in den groben Gefügen (g-l, g-g) stärker abfallen als in den feineren Gefügen. Im g-g-Gefüge fällt N_f auf $1/4$, im g-l-Gefüge auf $1/6$ und in den übrigen auf $1/2$ bis $2/5$ ab. Die höchsten Bruchlastspielzahlen werden im Vakuum erreicht, wenn bei der vorhandenen BT-Textur in TD-Richtung belastet wird (Bild 69 und 70). Die höchsten Werte zeigt dann das bi-m-Gefüge, gefolgt von den f-g- und g-g-Zuständen.

4. DISKUSSION

4.1. Statische Belastung

4.1.1. Mechanische Kennwerte

Der E-Modul wird durch die atomare Bindungsenergie bestimmt. In hexagonalen Strukturen (α -Titan) ist der E-Modul stark richtungsabhängig [34, 36, 37]. Wird der Winkel zwischen der C-Achse und der Belastungsrichtung größer, so fällt der E-Modul ab. Hiermit lassen sich die gefundenen Texturabhängigkeiten erklären. Texturen mit T-Anteilen müssen somit in TD-Richtung höhere Werte aufweisen als in RD-Richtung (Tab. 9 und 11). In B-Texturen muß der E-Modul mit zunehmender Texturschärfe abfallen (Tab. 11), da sich der Winkel zwischen Belastungsrichtung und C-Richtung vergrößert. Daß in RD-Richtung die lamellaren Gefüge einen höheren E-Modul als die globularen aufweisen (Tab. 5, 7, 8 und 9), ist ebenfalls texturbedingt. Lamellare Gefüge besitzen keine Textur, daraus resultiert ein mittlerer E-Modul. In den betrachteten globularen Gefügen (BT-RD) ist der Winkel zwischen Belastungsrichtung und C-Achse groß, so daß ein kleinerer E-Modul erwartet wird.

Durch die Bildung der intermetallischen Ti_3Al -Phase, mit höherem E-Modul als die α -Phase, steigt der E-Modul der Legierung an (Tab. 7). Nach zwei Stunden $500^\circ C$ scheint der Volumenanteil der Ti_3Al -Phase im Gleichgewicht zu sein (bei 0,08% O).

Durch einen höheren Sauerstoffgehalt kann die Bildung von Ti_3Al vermehrt werden [83], wodurch auch in der Legierung mit 0,19% O (Tab. 7) der E-Modul weiter erhöht werden kann.

Die α -Phase hat einen höheren E-Modul als die β -Phase. Mit fallender Gleichgewichtstemperatur fällt der Volumengehalt der β -Phase (Bild 6), so daß der E-Modul ansteigt (Tab. 6). Unterhalb $600^\circ C$ ($\alpha/\alpha+\beta$ Phasengrenze) kommt die Bildung von Ti_3Al hinzu.

Der E-Modul wird in der Regel durch Zulegieren einer weiteren Atomart ein wenig erniedrigt. Eine Erhöhung ist aber dann mög-

lich, wenn sich der Volumengehalt einer Phase dadurch ändert. Eine α -Legierung mit 4% Al hat im abgeschreckten Zustand einen E-Modul von 117 GNm^{-2} . Durch Verdoppelung des Al-Gehalts (8,6%) steigt der E-Modul auf 130 GNm^{-2} an (Tab. 10). Dieser Anstieg muß durch eine Ausscheidung von Ti_3Al erzeugt worden sein, denn eine anschließende Ti_3Al -Aushärtung kann den E-Modul nur noch unwesentlich erhöhen.

Die spannungsinduzierte Umwandlung $\beta \rightarrow \alpha'$ hat nur im ungehärteten Gefüge einen Einfluß auf die Elastizitätsgrenze und auf das Verfestigungsverhalten. Die durch die Umwandlung hervorgerufenen plastischen Verformungen haben nur im g-l-Gefüge einen nennenswerten Einfluß (Bild 18, 19, 23). Die plastische Verformung in den langen β -Lamellen erzeugen relativ große Längenänderungen, die bis an die Probenoberfläche treten und somit makroskopisch meßbar sind. In den f-l-Gefügen und in den globularen Gefügen werden die plastischen Verformungen der β -Phase zum Teil durch die umgebende α -Matrix kompensiert. In den globularen Gefügen wird die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung außerdem durch die isolierte Lage (Bild 7 und 8) der β -Phase erschwert. Diese Gefügeabhängigkeit deutet darauf hin, daß die Erniedrigung der Elastizitätsgrenze nicht auf innere Spannungen durch Abschrecken zurückzuführen ist, wie es an Aluminiumlegierungen beobachtet wurde [84]. Die β -Phase kann bereits bei niedrigen Temperaturen durch ω - bzw. α -Teilchen ausgehärtet werden. Der Sauerstoff erhöht ebenfalls die Aushärtung der β -Phase (Bild 21). Durch diese Aushärtung der β -Phase wird die Elastizitätsgrenze erhöht. Eine Anhebung der Elastizitätsgrenze durch Abbau von inneren Spannungen kann damit ausgeschlossen werden.

Die Aushärtung bei 500°C erfolgt durch Ausscheidung von Ti_3Al -Teilchen in der α -Phase [22, 85]. Diese sind kohärent und können durch Versetzungen gesichert werden. Mit zunehmendem Teilchenradius und Volumenanteil steigt die Streckgrenze an [86 und 87]. Auf diese Weise kann im g-g-Gefüge (Tab. 5) nach 24^{h} 500°C eine Aushärtung von 170 MNm^{-2} erzielt werden. Die erreichbare Aushärtung ist wahrscheinlich von der Leerstellenkonzentration abhängig.

Mit steigender Abschrecktemperatur nimmt die Zahl der Leerstellen zu und begünstigt damit die Keimbildung für die Ti_3Al -Teilchen (Bild 25). Außerdem könnte der mit steigender Temperatur zunehmende Volumengehalt der β -Phase, die ebenfalls aushärtet, die Streckgrenze erhöhen.

Die Texturabhängigkeit der Streckgrenze wird bei Peters [16] folgendermaßen erklärt. Betrachtet man einen hexagonalen Einkristall, wobei angenommen wird, daß a-Gleitung auf Basal- und Prismenebenen und (c+a)-Gleitung auf Pyramidalebenen erfolgt, wobei die kritische Schubspannung für (c+a)-Gleitung um den Faktor 4 höher liegt als für a-Gleitung [88], so ist für Belastungen in c-Richtung eine höhere Zugspannung zur Versetzungsbewegung erforderlich als senkrecht dazu. Bei den vorliegenden Texturen sollte also die Streckgrenze in TD-Richtung höher sein als in RD-Richtung. Dies stimmt mit den vorliegenden Ergebnissen überein (Tab. 9 und 11).

Eine Erhöhung der Streckgrenze durch den Sauerstoff wird bei Lim et al. [83] angegeben. Dort wird von einer Erhöhung der Streckgrenze um 75 MNm^{-2} bei Steigerung des Sauerstoffgehaltes von 0,06 auf 0,16% berichtet. Außerdem wird dort gezeigt, daß mit zunehmendem Sauerstoffgehalt der Volumenanteil an Ti_3Al erhöht wird. Aus diesem Grunde härtet die Legierung mit 0,19% Sauerstoff stärker aus als die mit 0,08% (Bild 21, Pfeil).

In der Ti-6Al-4V bilden sich inhomogene Gleitverteilungen aus [22, 89, 90 91], die zu Versetzungsaufstauungen an den Korn- oder Phasengrenzen führen. Durch Reduzierung der Korngröße bzw. Phasenabmessung kann die Spannungsspitze erniedrigt werden. Dies führt zu der bekannten Korngrößenabhängigkeit der Streckgrenze nach Hall-Petch (Bild 26).

Mit steigender Aushärtung durch Ti_3Al und mit steigender Korngröße nimmt die Tendenz zur inhomogenen Gleitung zu [13]. Dies führt zu den niedrigen Bruchdehnungen in den g-l-Gefügen, die mit steigender Aushärtung ständig weiter abnimmt (Tab. 8). Da der Sauerstoff

zur inhomogenen Gleitverteilung führt, sinkt mit steigendem Sauerstoffgehalt ebenfalls die Bruchdehnung ab (Tab. 6). Die gleiche Wirkung hat ein steigender Al-Gehalt (Tab. 10) und die vermehrte Ausscheidung von Ti_3Al infolge der erhöhten Leerstellenkonzentration (Tab. 8), die mit steigender Abschrecktemperatur zunimmt. Auch im abgeschreckten Zustand fällt die Bruchdehnung mit steigender Gleichgewichtstemperatur ab (Tab. 6), daraus läßt sich schließen, daß sich bereits beim Abschrecken Ti_3Al -Teilchen bilden können. Die Bruchdehnung steigt mit kleiner werdender Korngröße [12] an. Durch eine drastische Reduzierung der Aufstaulängen kann in den Aufstauungen der kritische Wert zum Aufreißen der Krongrenzen nicht mehr erreicht werden [40]. In diesen Fällen muß die Rißbildung und damit der Bruch durch Lochbildung an den α/β -Phasengrenzflächen, bedingt durch unterschiedliche Plastizität, erfolgen [12, 13]. Dies führt zu den hohen Bruchdehnungen im globularen Gefüge. Dieser Bruchmechanismus ist unabhängig von der Aushärtung [12] und erklärt damit, daß im g-g-Gefüge (Tab. 5 und 9) die Bruchdehnung trotz der Aushärtung nicht abfällt. Es wird berichtet, daß die Bruchkennwerte in den f-g-Gefügen von der Textur unabhängig sind [16]. Auch in den vorliegenden Ergebnissen (Tab. 11) werden keine großen Einflüsse auf die Bruchdehnung beobachtet, ϵ_F schwankt zwischen 0,5 und 0,8. Es bestehen jedoch tendentielle Hinweise, daß ϵ_F immer dann am höchsten ist, wenn in den globularen Gefügen folgende Belastungen gewählt werden: T - 45°, B-RD, BT-RD. In allen diesen Fällen ist a-Gleitung am wahrscheinlichsten.

Die Bruchspannung wird in gleicher Weise wie die Bruchdehnung von der Gleitverteilung und den Phasenabmessungen beeinflusst. Daher ist in dem g-l-Gefüge σ_F ebenfalls am geringsten (Tab. 9) und in dem f-g-Gefüge am größten (Tab. 11). Es fällt auf, daß bei den Proben mit T-Textur die Bruchdehnung mit steigendem E-Modul, also der atomaren Bindungsenergie, ansteigt (Tab. 11). Diese Ergebnisse stimmen mit denen von M. Peters [16] überein. Dort wurde im f-g-Gefüge beobachtet, daß bei Belastung in Richtung der c-Achse (T-TD) die Bruchdehnung am größten ist und mit steigendem Winkel zwischen Belastungsrichtung und c-Achse abfällt. In den von ihm untersuchten g-g-Gefügen ist wahrscheinlich der Einfluß der inhomogenen Gleitverteilung und der lokalen Spannungsspitzen

durch Versetzungsaufstauungen bereits so groß, daß sich die oben genannten Verhältnisse umkehren können. Mit fallendem Sauerstoffgehalt sinkt die Bruchspannung etwa um den Betrag der Mischkristallhärtung ab (Tab. 7).

4.1.2. Streckgrenzenüberhöhung

Bei der Betrachtung der Streckgrenzenüberhöhung muß zwischen erstmaliger Zugverformung und wiederholter Zugverformung (Vorverformung und 2^h 250°C) unterschieden werden (Bild 28).

Im ersten Fall wird die SGÜ durch Schneidprozesse, das heißt der Wechselwirkung von Versetzungen mit geordneten Teilchen [86, 98, 124, 125] und der Verfestigung durch Versetzungsaufstauungen hervorgerufen. Im anderen Fall werden die erzeugten Versetzungen durch den Sauerstoff, der ins Verzerrungsfeld der Versetzungen diffundiert, blockiert. Diese Erscheinungen sind auch von anderen Legierungen her bekannt, besonders aber von Stählen und Ti-Legierungen [92-97].

In texturlosen Gefügen sind die Gleitsysteme von Korn zu Korn verschieden orientiert. Dadurch wird es schwieriger, im Nachbarkorn ein Gleitsystem zu aktivieren. In texturierten Gefügen führt die gleichsinnige Ausrichtung der Gleitebenen in den einzelnen Körnern zu längeren effektiven Gleitwegen. Die Versetzungen können sich über die Korngrenzen hinweg fortpflanzen und erzeugen damit meßbare Verformungen in den Proben. Bei erstmaliger Zugverformung wird daher nur in den ausgehärteten Gefügen mit Textur eine SGÜ gemessen (Bild 14, 15 und 16). Das bimodale Gefüge zeigt keine SGÜ, weil nur die primäre α -Phase texturiert ist. Diese α -Körner sind aber isoliert, da sie von feinlamellaren Bestandteilen umgeben sind (Bild 7). Mit zunehmender Textur (B 900, B 800, B 700) wird die Ausrichtung der Gleitsysteme intensiver. Es ist zu erwarten, daß damit auch die SGÜ ansteigt (Tab. 18). Die gleiche Tendenz, jedoch erheblich schwächer, erkennt man beim Vergleich

T 960 und T 960 Kaskade. Erstaunlich ist, daß bei gleicher Intensität $I = 11$ (B 700 und T 960 Kaskade) ein unterschiedliches $\sigma_{\bar{u}}$ von 10 : 1 gemessen wird, denn bei idealer Textur sollte die SGÜ für B-RD und T-RD gleich groß sein. Eine Erklärung wird daher bei der verschieden starken Abweichung der Maximalintensitäten von der Ideallage zu suchen sein. In B-Texturen beträgt hier der Winkel etwa 30° und in der T-Textur ungefähr 5° . Es ist daher möglich, daß unterschiedliche Gleitsysteme zu Beginn der Verformung aktiviert werden, obwohl zunächst in beiden Fällen a {10 $\bar{1}$ 0}-Gleitung stattfinden sollte. Wegen der vierfachen kritischen Schubspannung [88] ist (c+a)-Gleitung unwahrscheinlich. Daß in allen Fällen bei T- 45° keine SGÜ gemessen wurde, hängt sicherlich damit zusammen, daß allein in diesem Test a (0002)-Gleitung am wahrscheinlichsten ist. Die Abhängigkeit der SGÜ von der Ti_3Al -Aushärtung (Tab. 17a und 17b) läßt sich wie folgt interpretieren: Berechnungen über das Ver- und Entfestigungsverhalten einer Gleitebene mit kohärenten geordneten Teilchen [98] führen zu dem Ergebnis, daß nach anfänglicher Verfestigung der Gleitebene eine spontane Versetzungsbildung möglich ist. Dies ruft im Zugversuch eine sprunghafte plastische Verformung und somit bei etwa konstanter Dehngeschwindigkeit einen Abfall in der Kraft-Verlängerungs-Kurve hervor. Voraussetzung für einen solchen Effekt ist jedoch, daß die Anzahl der zuvor aufgestauten Versetzungen (n_{stau}) je Gleitband gering ist ($n < 10$), so daß die spontane Versetzungsbildung nicht durch erzeugte sekundäre Gleitebenen oder Wechselwirkung der Versetzungen miteinander behindert wird. Je größer die Zahl (Δn_{spo}) der sich spontan bewegenden Versetzungen ist, desto größer sollte die gemessene Streckgrenzenüberhöhung sein. Nach den theoretischen Berechnungen [98] steigt Δn_{spo} mit steigendem r , f und L , aber n_{stau} fällt mit steigendem f und L und fallendem r . Vergleicht man die Ergebnisse in Tabelle 17a und 17b, so wurde tatsächlich bei größtem L und f und kleinstem r ein maximales $\sigma_{\bar{u}}$ von 55 MNm^{-2} gemessen, während bei kleinstem L und f und größtem r die geringste SGÜ von $\sigma_{\bar{u}} = 5 \text{ MNm}^{-2}$ gemessen wurde. In der Tendenz stimmen also die Berechnungen mit den Experimenten überein.

Die Abhängigkeit der SGÜ von der Teilchenaushärtung spricht dagegen, daß der Sauerstoff einen wesentlichen Einfluß auf die Streckgrenzenüberhöhung hat, es sei denn, daß er in die Ti_3Al -Teilchen diffundiert und dort die Plätze einnimmt, die er sonst in der hexagonalen α -Phase im geordneten Zustand inne hat [99-101] und dadurch kombiniert mit der Ti_3Al -Aushärtung auftritt. Die Versuche an den Legierungen mit unterschiedlichen Sauerstoffgehalten von 0,19 und 0,08% (Tab. 15 und 16) zeigen jedoch keine Unterschiede. Ein nennenswerter Einfluß des Sauerstoffs bei 500°C-Aushärtung auf die SGÜ bei erstmaliger Zugverformung ist daher nicht nachweisbar. Als Erklärung für die oben erwähnte Texturabhängigkeit kommen deshalb die unterschiedlichen Antiphasengrenzen der Ti_3Al -Ausscheidungen in Betracht [127]. Bei Basalgleitung treffen die Versetzungen immer auf die gleichen Antiphasengrenzen, bei prismatischer Gleitung ($a \{10\bar{1}0\}$) sind unterschiedliche Antiphasengrenzen vorhanden, die in einer Viererperiodizität angeordnet sind. Durch die unterschiedliche Behinderung der Gleitung wird wahrscheinlich die SGÜ entscheidend beeinflusst. Mit abnehmender Antiphasengrenzflächenenergie sollte die SGÜ abnehmen bzw. verschwinden. Im Vergleich zur Prismengleitung müßte also die Grenzflächenenergie bei Basalgleitung sehr niedrig sein.

Die Erhöhung der Streckgrenze durch Auslagerung bei relativ niedrigen Temperaturen (bis 250°C, Tab. 14) kann zwei Ursachen haben. Entweder behindert die zunehmende Ordnung des Sauerstoffs [99] die Gleitung auf $\{10\bar{1}0\}$ -Ebenen oder durch den Abbau von inneren Spannungen kommt die SGÜ wieder zum Vorschein. Untersuchungen an kugelgestrahlten Proben haben ergeben, daß wegen der eingebrachten Eigenspannungsverteilung keine SGÜ mehr gemessen wird [102], obwohl im ungestrahlten elektrolytisch polierten Zustand eine SGÜ vorhanden war. Die plastische Verformung setzt zuerst in den Bereichen mit maximaler innerer Zuspannung ein. Dadurch wird gleichzeitig im Zugversuch σ_E erniedrigt. Da die spontane Versetzungsbewegung nicht mehr im ganzen Probenvolumen gleichzeitig beginnt, ist eine SGÜ makroskopisch nicht mehr meßbar. Im vorliegenden Fall würden die Eigenspannungen, erzeugt durch das Abschrecken von 800°C/ H_2O auf 20°C, die gleiche Wirkung haben. Voraussetzung wäre jedoch, daß sich während des Ab-

schreckens bereits genügend Ti_3Al -Teilchen bilden können, damit eine SGÜ überhaupt möglich ist.

Wahrscheinlich beeinflussen alle drei Mechanismen die SGÜ, der Sauerstoff im geordneten Zustand (bis $250^{\circ}C$), die Ti_3Al -Ausscheidungen bei 350 und $500^{\circ}C$, wobei der Sauerstoff ungeordnet entweder in α und/oder in den Ti_3Al -Ausscheidungen vorliegt. Innere Spannungen können grundsätzlich die SGÜ reduzieren oder unmeßbar machen, wobei dieser Einfluß mit zunehmender Auslagerungstemperatur $t = \text{const.}$) abgebaut wird.

Die hier gefundene Temperaturabhängigkeit der SGÜ von der Testtemperatur wurde bei einer ähnlichen kommerziellen Ti-6Al-4V-Legierung beobachtet [103]. Bei $-196^{\circ}C$ wird keine SGÜ mehr gemessen (Tab. 19), obwohl die Legierung durch Ti_3Al ausgehärtet ist. Mit fallender Temperatur steigt der Schubmodul an [39] und damit auch die Verfestigung in einem Gleitband durch Versetzungsaufstau [104]. Die vorliegenden Ergebnisse zeigen eine stärkere Verfestigung bei $-196^{\circ}C$ als bei Raumtemperatur. Eine stärkere Verfestigung in der Gleitebene macht aber die spontane Versetzungsbewegung (Δn_{spo}) unwahrscheinlicher [98], weil n_{stau} steigt und gleichzeitig Δn_{spo} sinkt. Im vorliegenden Fall ($-196^{\circ}C$) ist die Verfestigung so groß, daß keine SGÜ mehr gemessen wird. Mit steigender Temperatur tritt die SGÜ wieder auf und erreicht bei $200^{\circ}C$ ihr Maximum. Bei 350 und $500^{\circ}C$ können die Versetzungen leichter quergleiten und die Ti_3Al -Teilchen umgehen, wodurch die SGÜ wieder verschwindet.

Eine SGÜ nach Vorverformung und 2^h $250^{\circ}C$ Aushärtung wird durch Bildung von Cottrellwolken erzeugt. Donoso und Reed-Hill [105] haben die Kinetik der auf solche Weise erzeugten SGÜ untersucht und im Bereich von 282 bis $357^{\circ}C$ nachgewiesen, daß der Sauerstoff durch Diffusion ins Verzerrungsfeld der Versetzungen in der untersuchten α -Ti-Legierung verantwortlich für die SGÜ ist. Da diese Versetzungsblockierung unabhängig von der Textur ist, wird auch in der Ti-6Al-4V in allen Gefügen (Tab. 20) eine solche SGÜ gemessen. Die Legierung mit dem höheren Sauerstoffgehalt

(T 275) kann erwartungsgemäß eine höhere Versetzungsverankerung erzeugen. Der Unterschied in der SGÜ wird mit steigender Versetzungsdichte größer (Tab. 20). Nur in den Gefügen, die vor der Vorverformung bei 500°C ausgehärtet waren, konnte eine SGÜ gemessen werden. Eine Auslagerung bei 500°C versetzt den Sauerstoff in den ungeordneten Zustand. Dies scheint Voraussetzung dafür zu sein, daß der Sauerstoff bei der kurzen Auslagerung (2^{h} 250°C) an die Versetzungen diffundieren kann.

4.2. Zyklische Belastung

4.2.1. Ver- und Entfestigung

4.2.1.1. Luft

Verfestigung wird gemessen, wenn die β -Phase plastisch verformt und die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung stattfindet, die mit steigender Lastspielzahl immer vollständiger wird. Entfestigung tritt bei plastischer Verformung der α -Phase auf. Die Versetzungen schneiden und zerstören die Ti_3Al -Teilchen, das führt zur Entfestigung in den Gleitebenen und zum Anstieg von $\Delta\epsilon_p$. Außerdem kann Mikrorißbildung die gemessene Entfestigung beeinflussen.

Der Einfluß der Aushärtung auf die Verfestigung kann am besten in den groben Gefügen beobachtet werden. Die β -Phase wird durch ω - oder fein verteilte α -Teilchen ausgehärtet und damit wird die Verfestigung infolge der $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung behindert (Bild 30 und 31). Eine Aushärtung bei 500°C härtet die β -Phase so stark aus, daß keine Verfestigung mehr gemessen wird. Eine Überlagerung aus Ver- und Entfestigung ist zum Beispiel in nicht oder schwach ausgehärteten Zuständen von der angelegten Spannungsamplitude abhängig (Bild 30-33), weil dadurch gesteuert wird, welche Phasen wie stark plastisch verformt werden.

Alle ausgehärteten Gefüge (24^{h} 500°C) zeigen nur Entfestigung

(Bild 35-37). Allerdings muß die Spannungsamplitude größer als das 0,9-fache der makroskopischen Elastizitätsgrenze sein, um die Entfestigung makroskopisch messen zu können. Die Entfestigung ist in den untersuchten Gefügen stark verschieden (Bild 38). Wegen der unterschiedlichen Elastizitätsgrenzen wurde das Spannungsverhältnis σ_a / σ_E als Parameter eingeführt. Eine weitere Möglichkeit, die Elastizitätsgrenzen der Gefüge zu berücksichtigen, wäre durch die Differenzbildung ($\sigma_a - \sigma_E$) gegeben. Beide Methoden führen in den hier betrachteten Spannungsbereichen zu gleichwertigen Ergebnissen. Die lamellaren Gefüge entfestigen am geringsten. Diese Gefüge sind texturlos. Die Gleitebenen haben meist nur in einem Lamellenpaket die gleiche Orientierung und sind zudem von Korn zu Korn (ehemalige β -Körner) verschieden. Außerdem behindern die α - β Phasengrenzen (Bild 72) die Gleitung von α - zu α Phase. In den globularen Gefügen sind die Gleitsysteme aufgrund der vorhandenen Textur ausgerichtet. Die Gleitung kann über die α - α Korngrenzen ins Nachbarkorn hin induziert werden (Bild 7, g-g). Die Versetzungsbewegungen können sich somit ungehinderter ausbreiten, wodurch die Entfestigung durch Schneiden der Ti_3Al -Teilchen begünstigt wird. In den globularen Gefügen hat weiterhin die Gleitverteilung einen Einfluß auf die Entfestigung. Mit steigendem Korndurchmesser wird die Gleitverteilung inhomogener [13] und damit die reversible Gleitung nach dem Modell von Hornbogen und Zum Gahr [61] größer. Die an den Korngrenzen aufgestauten Versetzungen können im gröberen Korn unbehinderter zurückgleiten, die Folge ist eine geringere Entfestigung als in den feineren Gefügen (Bild 37, 51). Das bi-m-Gefüge liegt in seinem Entfestigungsverhalten zwischen den lamellaren und den globularen. Betrachtet man den Gefügebau (Bild 7, bi-m), so wird dies wegen der beiden Gefügekomponten verständlich.

Betrachtet man die Änderung der plastischen Dehnungsamplitude pro Lastspielzahl (Bild 40), dann zeigen die Gefüge mit der geringeren Entfestigung eine Abnahme der Entfestigung pro Lastspiel und umgekehrt zeigen die globularen Gefüge eine ansteigende Entfestigung pro Lastspiel. Eine regellose Verteilung der Gleit-

systeme behindert die Entfestigung also zusehends, während ausgerichtete Gleitebenen (Textur) die Entfestigung beschleunigen. Ebenso können sich α - β Phasengrenzen verzögernd und α - α' Korngrenzen beschleunigend auf die Entfestigung auswirken.

Eine technisch wichtige Wärmebehandlung wird durch eine Erholungsglühung bei 650°C mit anschließender Luftabkühlung erzeugt. Läßt man das g-l-Gefüge von 650°C Gleichgewichtstemperatur in Luft auf Raumtemperatur abkühlen, so härten beide Phasen α und β dabei aus. Außerdem kann sich bei dieser Temperatur die β -Phase stabilisieren. Beides bewirkt eine starke Behinderung der $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung. Deshalb wird nur noch in den ersten Lastzyklen eine schwache Verfestigung beobachtet (Bild 39). Das Entfestigungsverhalten des ungehärteten und des 24^{h} 500°C ausgehärteten Zustandes ist etwa gleich (Bild 39). Durch eine 24^{h} 500°C Auslagerung kann nur eine Aushärtung von 40 MNm^{-2} erzielt werden (Tab. 9, Bild 20). Es sind daher keine nennenswerten Unterschiede im Entfestigungsverhalten zwischen dem ungehärteten und dem ausgehärteten Zustand zu erwarten.

Die Analyse des beobachteten Bauschinger-Effekts [106-108] hat gezeigt, daß die Bauschinger-Spannung mit der Lastspielzahl ansteigt, das heißt es bauen sich innere Spannungen auf, die die Versetzungsbewegung bei Lastumkehr erleichtern, wodurch σ_E abfällt (Bild 41). Bei konstantem Verfestigungsverhalten kann also die Erniedrigung von σ_E zur Entfestigung beitragen (Bild 43).

Beginnt man die Wechselverformung mit einer Druckbelastung (neg), so erhält man eine höhere Mitteldehnung als bei Zugansteuerung (pos) (Bild 44). Der Bauschinger-Effekt ist in beiden Fällen gleich groß (Bild 42). Die unterschiedlichen Mitteldehnungen sind durch die kraftgesteuerte Versuchsführung bedingt, weil in der Zugphase die wahre Spannung in der Probe größer ist als in der Druckphase. Da die Unterschiede der Mitteldehnungen nicht sehr groß sind, wird das Entfestigungsverhalten und die Bruchlastspielzahl unter den hier getesteten Bedingungen kaum beeinflusst (Bild 39a).

Es wurden zwei verschiedene Rißarten beobachtet: a) Grenzflächenrisse und b) Gleitbandrisse (Bild 73). Diese Ergebnisse werden auch in der Literatur bestätigt [110-113]. Lochbildung an Grenzflächen treten auf, wenn die einzelnen Phasen α und β unterschiedlich plastisch verformen. Durch das Einwirken der Luft kann der Grenzflächenbruch außerdem durch Hydridausscheidungen an α/β -Phasengrenzen unterstützt werden [119, 120]. Gleitbandrisse werden beobachtet, wenn die β -Phase elastisch verformt (24^{h} 500°C) und die α -Phase plastisch verformt, wobei inhomogene Gleitung auftritt. Die Versetzungen können den Wasserstoff aus der Luft über die Gleitbänder ins Materialinnere transportieren [114-118], wodurch die Rißbildung in Gleitbändern forciert wird.

4.2.1.2. Vakuum

Obwohl die nachfolgenden Versuchsergebnisse im Vakuum bestimmt wurden, haben sie, was die Ver- und Entfestigung betrifft, grundsätzlich auch in Luft ihre Gültigkeit.

Die feinen ungehärteten Gefüge (f-l, f-g, bi-m) zeigen ein anderes Wechselverformungsverhalten als die groben Gefüge (g-l, g-g). Es wird keine Verfestigung, sondern nur Entfestigung gemessen (Bild 45, 52). Also findet hier wegen der feinen Abmessungen der β -Phase keine meßbare $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung statt. Da selbst beim Abschrecken in Wasser die Bildung von sehr feinen Ti_3Al -Ausscheidungen nicht auszuschließen ist, kann die Entfestigung ebenfalls durch Schneidprozesse erklärt werden. Die Entfestigung ist aber erheblich geringer als in den 24^{h} 500°C ausgehärteten Gefügen. In feinen Gefügen ist eine homogenere Gleitverteilung als in groberen Gefügen zu erwarten, da sekundäre Gleitsysteme eher betätigt werden [13, 40]. Die gegenseitige Behinderung der Gleitsysteme führt in den feinen Gefügen wahrscheinlich zu der ständig abnehmenden Entfestigung, während die inhomogenere Gleitung in den groben Gefügen zu einer stärkeren Entfestigung führt.

Bei der Messung der Querkontraktion wird die Rißöffnung eventuell vorhandener Risse nicht erfaßt. Nur die Reduzierung des Probenquerschnitts und die daraus resultierende Spannungserhöhung im Rißquerschnitt kann eine höhere Entfestigung vortäuschen. Die Ergebnisse der Vakuumversuche an den 24^{h} 500°C ausgehärteten Gefügen (Bild 46-48) zeigen eine geringere Entfestigung in der Legierung DKK 3 als in der Legierung T 275 in Luft gemessen wurde. Da die Ver- und Entfestigung ein typischer Volumeneffekt ist, kann dieses Ergebnis nicht durch den Einfluß des Mediums erklärt werden. Daß aber dieses Ergebnis nicht auf der Meßmethode beruht, zeigen Vergleiche zwischen QDA- und DMS-Messungen an ein- und derselben Legierung (T 275, Bild 49, 50). Die Ergebnisse in Bild 49 stimmen außer im letzten Teil der Kurven in den Gefügen bi-m und f-l in ihren Tendenzen gut überein. Der letzte Teil der Kurven wird durch Risse stark beeinflusst und kann daher nicht gewertet werden. Die Unterschiede müssen daher legierungsbedingt sein. Die DKK 3 hat einen etwas höheren Al- und V-Gehalt als die T 275 (Tab. 1). Bild 51 zeigt die Gefügeabhängigkeit der Entfestigung in der Legierung DKK 3. Die Rangfolge steigender Entfestigung ist die gleiche wie in der Legierung T 275, jedoch ist besonders bei hohen Lastspielzahlen die Entfestigung geringer. In den texturbefahenen Gefügen wurde das Entfestigungsverhalten in TD-Richtung getestet (Bild 52, 53 und 54). Die Entfestigung ist in TD-Richtung geringer als in RD-Richtung. Bei allen Vergleichen zwischen RD und TD ist die höhere Elastizitätsgrenze in TD-Richtung zu beachten (Tab. 21). Bei BT-Textur ist bei RD-Testrichtung sowohl für den B-Anteil als auch für den T-Anteil $\bar{a}$ $\{10\bar{1}0\}$ Gleitung am wahrscheinlichsten. In TD-Richtung ist für den B-Anteil ebenfalls $\bar{a}$ $\{10\bar{1}0\}$ Gleitung für den T-Anteil jedoch $\langle c+a \rangle$ $\{11\bar{2}2\}$ Gleitung $[124]$ mit vierfach höherer kritischer Schubspannung wahrscheinlich. Da die Entfestigung auch von der Spannung kontrolliert wird, ist bei gleicher wirksamer Schubspannung in einem Gleitsystem mit höherer kritischer Schubspannung eine geringere Entfestigung zu erwarten. Dadurch läßt sich die gefundene geringere Entfestigung in TD-Richtung erklären. Die Entfestigung liegt dann in diesem Fall zwischen der starken Entfestigung infolge $\bar{a}$ -Gleitung und der schwachen Entfestigung infolge $\langle c+a \rangle$ Gleitung.

Bei allen Betrachtungen stellt sich immer wieder die Frage, wie weit kann die Rißbildung die gemessene Entfestigung beeinflussen, vielleicht sogar eine Entfestigung nur vortäuschen? Aus diesem Grunde wurde zunächst einmal die Entfestigung durch elektrolytisches Abpolieren der Oberfläche nachgewiesen (Bild 55).

Wäre der gemessene Anstieg von $\Delta\epsilon_p$ allein die Folge von Rißbildung, so müßte die Kurve nach dem elektrolytischen Polieren wieder auf den Anfangswert absinken. Der kurzweilige geringe Abfall von $\Delta\epsilon_p$ ist ein Stabilisierungseffekt (zum Beispiel Hysterese durch viskoelastisches Fließen). Diese Aussage wird dadurch unterstützt, daß bei einer Versuchsunterbrechung von einigen Minuten der gleiche Abfall und Übergang von $\Delta\epsilon_p$ beobachtet wurde.

Da aber im Laufe eines Wechselverformungsversuchs mit der Bildung von Rissen zu rechnen ist, die auch die QDA-Messungen beeinflussen können, wurde zunächst das Rißbildungsverhalten der Gefüge beobachtet. Die Rißbildung ist zum einen von der Aushärtung, der Spannungsamplitude, aber auch vom Gefüge abhängig (Tab. 22, 23). Je gröber das Gefüge, desto eher treten erste Risse auf, weil in den groben Gefügen die Versetzungsaufstauungen größer sind und zu höheren Gleitstufen führen, die als Rißkeime dienen können. Da die Rißlängen und Rißhäufigkeiten nicht systematisch genug bestimmt worden sind, wurden Berechnungen der Querschnittsminderung und der daraus resultierenden Spannungserhöhung durchgeführt (Tab. 24, 25). In den g-l-Gefügen wurden im mittleren Bereich der Wechselverformungskurven Risse von etwa 100 μm beobachtet (Bild 74). Eine Abschätzung (Tab. 25) ergibt zum Beispiel bei 150 Rissen, daß die Spannungserhöhung dann etwa 3% ausmachen kann. In den globularen Gefügen ist der Einfluß dann bei 30 μm wohl zu vernachlässigen (Tab. 24). Vergleicht man nun den Einfluß der Rißbildung zwischen Vakuum und Luft (Bild 56 und 57), so sind in den angegebenen Fällen keine großen Unterschiede in den Tendenzen des Ver- und Entfestigungsverhaltens zu beobachten. Da sich in Luft wegen der Sauerstoffversprödung [114-120] erwartungsgemäß eher Risse bilden als im Vakuum, erklärt dies, warum Luft-Kurven eher abknicken und eine etwas stärkere Entfestigung gemessen wird als im Vakuum. Die Un-

terschiede sind jedoch so gering, daß die Tendenzen dadurch nicht verändert werden.

Vergleicht man die Eigenschaften Rißbildung und Entfestigung, so fällt auf, daß die Gefüge mit früher Rißbildung (lamellar) die geringere Entfestigung aufweisen, während die Gefüge mit relativ später Rißbildung (globular) die größere Entfestigung zeigen. Interessant ist außerdem, daß die von M. Peters [16] gemessene Rißausbreitungsgeschwindigkeit im Vakuum und die hier bestimmte Entfestigung der 24^h 500°C ausgehärteten Gefüge in der gleichen Reihenfolge g-l, f-l, bi-m, g-g, f-g ansteigen.

In der Ti-6Al-4V wurde bei Raumtemperatur eine zeitabhängige reversible Formänderung (Viskoelastizität) beobachtet (Bild 58). Dieses Phänomen wird zum Beispiel im Eisen durch Springen der interstitiell gelösten Kohlenstoffatome an diejenigen Plätze, die durch die äußere Spannung gedehnt sind, erklärt. In der Legierung Ti-6Al-4V könnte diese Rolle der Sauerstoff übernehmen. Das zeitabhängige Fließen ist von der Spannung kontrolliert [109]. Bei kraftgesteuerter Belastung sind die wahren Spannungen der Probe im Zug größer als bei Druckbelastung. Erst nach Korrektur der wahren Belastungsspannungen ist die zeitabhängige Verformung im Zug und Druck gleich groß.

4.2.2. Lebensdauerbestimmung

Trägt man die Bruchlastspielzahlen zum Beispiel in einem Bereich von $N_f = 10^0 - 10^7$ über der angelegten Spannungsamplitude auf, so erhält man S-N Kurven, auch Wöhlerdiagramme genannt, wie sie zum Beispiel in den Bildern 63 und 64 dargestellt sind. Diese Kurven lassen sich in drei Bereiche einteilen:

1. Die Dauer- oder Wechselfestigkeit ($N > 10^5$). Sie ist ein Maß für Rißbildung und wird durch die Streckgrenze dominiert. Mikroskopisch hat auch die Gleitverteilung noch einen Einfluß.

2. Die Zeitfestigkeit ($10^3 < N < 10^5$). Sie wird von der Rißbildung und der Rißausbreitung bestimmt. Die Rißbildung wird durch das Gleitverhalten und die Duktilität entscheidend beeinflusst, außerdem geht die Fließspannung ein. Im mikroskopischen Sinne spielt auch die Ver- und Entfestigung eine Rolle. Die Rißausbreitung wird durch die angelegte Spannungsamplitude gesteuert.
3. Kurzzeitfestigkeit ($N < 10^3$). Sie wird primär durch das Ver- und Entfestigungsverhalten kontrolliert, weiterhin spielen Rißbildung und Rißausbreitung eine Rolle.

4.2.2.1. Luft

Die Ergebnisse der Umlaufbiegeversuche (Bild 59, 60) zeigen sehr deutlich den Einfluß der Streckgrenze auf die Wechselfestigkeit σ_W . Die Erhöhung von σ_W des ungehärteten Zustandes nach 24^h 500°C Aushärtung entspricht in beiden Gefügen der Aushärtung der α -Phase durch Ti_3Al , gemessen bei $\sigma_{1,0}$. Die Wechselfestigkeit des luftabgekühlten Zustandes (Bild 60) liegen zwischen den Werten des waserabgeschreckten Gefüges (Bild 59). Die Wechselfestigkeit wird in diesen Fällen also zum einen von der Höhe der Streckgrenze bestimmt und zum anderen von der zu erreichenden Aushärtung.

Die groben Gefüge zeigen in Luft die schlechtesten Zeitfestigkeiten (Bild 61). Es wird berichtet, daß die Laborluft als korrosives Medium angesehen werden muß [60, 121-123] und die groben Gefüge korrosionsanfälliger sind als die feinen [16]. Die Wasserstoffversprödung [114-118] hat hier einen dominierenden Einfluß auf die Rißbildung.

Im Zeitfestigkeitsbereich wird besonders im f-g-Gefüge eine Frequenzabhängigkeit der Bruchlastspielzahl beobachtet (Bild 63). Bei der niedrigfrequenten Ermüdung (1-2 Hz) ist die Verweildauer im korrosiven Medium Luft erheblich länger als bei der hochfrequenten Ermüdung (70-100 Hz).

Betrachtet man den Kurzzeitfestigkeitsbereich in Bild 63a und 67, dann weisen die Gefüge mit der stärkeren Entfestigung die niedrig-

sten Bruchlastspielzahlen auf und umgekehrt. In diesem Bereich dominiert also das Entfestigungsverhalten.

4.2.2.2. Vakuum

Ein Frequenzeinfluß auf die Bruchlastspielzahl wurde im Zeitfestigkeitsbereich nicht gefunden. Die Ergebnisse aus den LCF- und HCF-Versuchen lassen sich ohne große Streuung zu einer S-N Kurve kombinieren (Bild 64a und 64b). In diesen Vakuumversuchen wurde das f-g-Gefüge deshalb gewählt, weil in Luft dieses Gefüge die größten Abweichungen aufwies.

Die Ergebnisse der Zeitfestigkeiten (Bild 65) lassen sich gut mit der Duktilität und dem Gleitverhalten erklären. Mit abnehmenden Phasenabmessungen steigt die Tendenz zur homogenen Gleitverteilung und die Bruchdehnung steigt von 0,2 im lamellaren Gefüge auf 0,7 im globularen Gefüge an. Das bi-m-Gefüge liegt mit 0,5 dazwischen. In der gleichen Reihenfolge, wie die Duktilität und die Homogenität der Gleitung zunimmt, steigt auch die Bruchlastspielzahl an. In den Gefügen mit früher Rißbildung (Tab. 23) (lamellar) ist die Rißausbreitungsgeschwindigkeit klein [16], und die Entfestigung ist gering. Wird durch Verfeinerung des Gefüges (globular) die Rißbildung verzögert, so steigt die Rißausbreitung [16] und die Entfestigung an. Obwohl die Rißausbreitung und die Entfestigung die Zeitfestigkeit beeinflussen, ist aus den Ergebnissen in Bild 65 deren Einfluß nicht erkennbar. Diese Ergebnisse zeigen den dominierenden Einfluß der Rißbildung.

Im nachfolgenden Absatz sollen die Vakuum- und Luftergebnisse im Bereich der Zeit- und Kurzzeitfestigkeit miteinander verglichen werden.

Die groben Gefüge (g-l, g-g) zeigen in Luft einen stärkeren Abfall der Bruchlastspielzahl als die feineren Gefüge (Bild 66, 68-70). Dies ist in der stärkeren Korrosionsanfälligkeit der groben Gefüge begründet. Da der Beginn der plastischen Verformung (σ_E) in den untersuchten ausgehärteten Gefügen stark variiert (bis 150 MNm^{-2}), wurde zum näherungsweisen Ausgleich eine Normierung

der Belastungsamplitude auf σ_E vorgenommen. Dadurch bleiben in Bild 67 die Vakuum-Kurven der Gefüge g-g, bi-m, f-l in ihrer Reihenfolge unverändert, da sie etwa die gleiche Elastizitätsgrenze $\sigma_E \approx 990 \text{ MNm}^{-2}$ aufweisen. Im f-g-Gefüge ist $\sigma_E = 1050 \text{ MNm}^{-2}$ und im g-l-Gefüge ist $\sigma_E = 870 \text{ MNm}^{-2}$. Deshalb verschiebt sich die Kurve des g-l-Gefüges zu höheren und die des f-g-Gefüges zu niedrigeren Bruchlastspielzahlen. Der Vorteil dieser Darstellung liegt darin, daß die Korrosionsanfälligkeit der einzelnen Gefüge direkt als Abstand der Vakuumkurve von der Luftkurve ablesbar ist.

Der Einfluß der Textur (Bild 69, 70) läßt sich zum einen durch die Richtungsabhängigkeit von σ_E erklären. In TD-Richtung ist σ_E größer als in RD-Richtung. Zum anderen wird in TD-Richtung in allen Fällen eine geringere Entfestigung gemessen. Da das Entfestigungsverhalten besonders die Kurzzeitfestigkeit dominiert, wird in diesem Bereich durch die geringere Entfestigung die Bruchlastspielzahl erheblich erhöht.

5. ZUSAMMENFASSUNG

Es wurde der Einfluß der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch, auf das Ver- und Entfestigungsverhalten und auf die Lebensdauer untersucht. Dabei galt das Hauptinteresse der Legierung Ti-6Al-4V. Bei der Untersuchung der Streckgrenzenüberhöhung und des E-Moduls wurden die Legierungen Ti-8.8Al-4V, Ti-8.6Al und Ti-4Al hinzugenommen.

Im Zugversuch wurde der Einfluß der Gefüge, der Aushärtung und der Textur auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Der E-Modul variiert in der Ti-6Al-4V von 100 bis 133 GNm^{-2} . Bei einem Volumengehalt der α -Phase von 85% wird er in erster Linie von der hexagonalen α -Phase bestimmt. Bei Belastungen in Richtung der Basalebenen wird der niedrigste und senkrecht dazu wird der höchste E-Modul gemessen. Die lamellaren Gefüge besitzen kei-

ne Textur und weisen daher mittlere E-Moduli auf. Der E-Modul steigt außerdem mit steigender Aushärtung durch Ti_3Al und bei fallender Gleichgewichtstemperatur an. Die α -Ti-Legierung mit 4% Al hat im abgeschreckten Zustand einen E-Modul von 117 GNm^{-2} . Bei 8.6% Al steigt er auf 130 GNm^{-2} an.

Die spannungsinduzierte Umwandlung der β -Phase erzeugt nur in den groben Gefügen eine nennenswerte plastische Verformung. Durch diese $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung fällt im ungehärteten Zustand die Elastizitätsgrenze bis auf 100 MNm^{-2} ab. Durch Aushärtung kann diese Umwandlung verhindert werden. Ein Einfluß auf die $\sigma_{0,2}$ -Streckgrenze wird nur im ungehärteten grob lamellaren Gefüge beobachtet.

Die Streckgrenze der α -Phase kann durch den Sauerstoff, durch Verringerung der Phasenabmessung, durch Ti_3Al -Aushärtung und durch die Textur erhöht werden. Dadurch kann $\sigma_{0,2}$ in der Ti-6Al-4V (0,19% O) von 750 bis 1200 MNm^{-2} variiert werden.

Die Bruchspannung steigt von 1050 MNm^{-2} im grob lamellaren Gefüge auf 1600 MNm^{-2} im fein globularen Gefüge an. Die Legierung mit dem niedrigeren Sauerstoffgehalt zeigt eine um 100 MNm^{-2} geringere Bruchspannung. Die höchste Bruchspannung wird bei Transversal-Textur (T) quer zur Walzrichtung (TD) gemessen.

Die Bruchdehnung fällt bei konstanter Aushärtung ($24^h 500^\circ\text{C}$) durch Vergrößerung der Phasenabmessungen von 0,8 auf 0,15 ab. In den globularen Gefügen ist ϵ_F unabhängig von der Aushärtung und erreicht Werte zwischen 0,6 und 0,8. Im lamellaren Gefüge fällt die Bruchdehnung mit steigender Aushärtung von 0,3 auf 0,1 ab, wobei durch Erhöhung des Sauerstoffgehaltes oder der Gleichgewichtstemperatur diese Tendenz verstärkt wird. Ein starker und systematischer Textureinfluß konnte nicht beobachtet werden. Es fiel jedoch auf, daß bei Texturen mit Basal-Anteil (B) in Walzrichtung (RD) die höchsten Bruchdehnungen auftraten.

Bei erstmaliger Zugverformung tritt in Ti-Legierungen eine Streckgrenzenüberhöhung (SGÜ) auf. Voraussetzungen für das Auftreten

einer SGÜ sind eine Textur und eine Ti_3Al -Aushärtung. Weiterhin haben die Gefügeabmessungen und die Prüftemperatur einen Einfluß. Die SGÜ beruht auf der Wechselwirkung der Versetzungen mit den geordneten schneidbaren Teilchen und der Verfestigung durch Versetzungsaufstauungen. Durch Änderung der Aushärtung (r , f) und der Korngröße (L) konnte in der Legierung $\text{Ti}-8.6\text{Al}$ die Streckgrenzenüberhöhung zwischen 5 und 55 MNm^{-2} variiert werden. In der $\text{Ti}-6\text{Al}-4\text{V}$ wurde bei konstanter Aushärtung mit zunehmender B-Textur die SGÜ von 2 auf 50 MNm^{-2} erhöht. Bei niedrigen Temperaturen (-196°C) wird keine SGÜ gemessen, sie nimmt dann mit steigender Temperatur zu und erreicht bei 200°C ihr Maximum. Bei 350°C wird die SGÜ wieder schwächer und ist bei 500°C ganz verschwunden. Durch Verankerung von Versetzungen kann ebenfalls eine SGÜ erzeugt werden. Durch Vorverformung werden Versetzungen in die Legierung eingebracht. Durch eine anschließende Auslagerung bei 250°C kann der Sauerstoff in das Verzerrungsfeld der Versetzungen diffundieren, es bilden sich sogenannte Cottrell-Wolken. Bei erneuter Verformung müssen sich die blockierten Versetzungen erst losreißen. Die dadurch hervorgerufene SGÜ nimmt unabhängig von der Textur mit steigender Vorverformung und steigendem Sauerstoffgehalt zu.

Die Wechselverformungsversuche wurden an der $\text{Ti}-6\text{Al}-4\text{V}$ durchgeführt. Da die Ver- und Entfestigung ein Volumeneffekt ist, findet man in den Tendenzen keine großen Unterschiede zwischen den Ergebnissen in Vakuum und Luft. Die Reißbildung hat erst im letzten Teil der Wechselverformungskurven einen nennenswerten Einfluß. Verfestigung wird gemessen, wenn die $\beta \rightarrow \alpha'$ Umwandlung stattfinden kann. Das ist im nicht ausgehärteten Zustand bei relativ niedrigen Spannungsamplituden (500 MNm^{-2}) in den groben Gefügen der Fall. Bei höheren Spannungsamplituden überlagern sich Ver- und Entfestigung. Die Verfestigung der β -Phase kann durch Aushärtung bereits bei niedrigen Temperaturen (200°C) behindert werden. Die feinen und bimodalen Gefüge zeigen auch im ungehärteten Zustand nur Entfestigung, die aber erheblich geringer ist als im 24^{h} 500°C ausgehärteten Gefüge. Nach einer 24^{h} 500°C Aushärtung wird in allen Gefügen nur Entfestigung beobachtet. In den lamellaren

Gefügen ist die Entfestigung am geringsten, in den globularen am stärksten. Das bimodale Gefüge liegt dazwischen. Die Entfestigung ist in der Legierung mit dem höheren Al- und V-Gehalt geringer als in der Vergleichslegierung. Die Gefüge mit Basal-Transversal-Textur (BT) entfestigen in TD-Richtung weniger als in RD-Richtung. Die Beobachtungen der Rißbildung ergaben, daß die Gefüge mit der stärksten Entfestigung (globular) erst sehr spät Risse bilden, die Gefüge mit der schwächsten Entfestigung (lamellar) jedoch relativ früh Risse bilden.

Die Wechselfestigkeit wird von der Streckgrenze dominiert. Nach einer 24^h 500°C Auslagerung wird im grob lamellaren Gefüge eine Aushärtung von 190 MNm^{-2} erzielt. Um etwa den gleichen Betrag steigt die Wechselfestigkeit an.

Im Bereich der Zeitfestigkeit ($10^3 < N < 10^5$) zeigen im Vakuum die globularen Gefüge höhere Bruchlastspielzahlen als die lamellaren. In Luft macht sich die stärkere Korrosionsanfälligkeit der groben Gefüge bemerkbar, denn die groben Gefüge brechen in Luft eher als die feinen.

Das Entfestigungsverhalten spielt im Bereich der Kurzzeitfestigkeit eine entscheidende Rolle. Die Gefüge mit der geringeren Entfestigung (lamellar) zeigen besonders bei Berücksichtigung der unterschiedlichen Elastizitätsgrenzen (Normierung σ_a/σ_E) höhere Bruchlastspielzahlen als die Gefüge mit stärkerer Entfestigung. In den Gefügen fein lamellar, bimodal und grob globular ist ein direkter Vergleich möglich, da in diesen Zuständen die Elastizitätsgrenzen gleich groß sind. In den texturierten Gefügen werden in TD-Richtung die größten Bruchlastspielzahlen gemessen. Diese Ergebnisse lassen sich durch die geringere Entfestigung in TD-Richtung erklären.

6. LITERATUR

TST = Titanium Science and Technology, Plenum Press, New York 197

- [1] K.O. SIPPEL Metall 30(1976)133
H. KELLERER
- [2] W.W. MINKLER in: TST, vol.1, 31
- [3] H. KELLERER Metall 32(1978)696
P.J. WINKLER
- [4] M. DRONSEK Metall 32(1978)1209
J. BERGGREEN
- [5] R.E. EDMONSON in: TST, vol.1, 57
W.A. REINSCH
- [6] P.R. WEDDEN in: TST, vol.1, 69
F. LAIRD
- [7] J.C. WILLIAMS in: EPRI AF-445, 1977
- [8] R.I. JAFFEE Met. Trans. 10A(1979)139
- [9] R.I. JAFFEE Proc. 4th Intern. Conf. on Titanium,
G. LÜTJERING Kyoto, Japan, 1980
T. RUST
- [10] E. HORNBÖGEN Z. Metallkunde. 68(1977)455
- [11] M.A. DAUBLER Dipl.-Arb., Bochum, 1977
- [12] A. GYSLER Proc. 3rd Intern. Conf. on Titanium,
G. TERLINDE Moscow, 1976
G. LÜTJERING
- [13] J.C. WILLIAMS Proc. 4th Intern. Conf. on Titanium,
G. LÜTJERING Kyoto, Japan, 1980
- [14] G. LÜTJERING in: Aluminum Transformation Technology
A.GYSLER and Applications, ASM, 1978
- [15] K.-H. ZUM GAHR VDI-Berichte 5(1975)Nr. 25
- [16] M. PETERS Dissertation, Bochum, 1980
- [17] W. SCHATZ in: Werkstoffe des Maschinen-, Anlagen-
und Apparatebaus, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1975
- [18] C. HAMMOND Metall Science 11(1977)474
J. NUTTING

- [19] U. ZWICKER Titan und Titanlegierungen, Springer, Berlin/Heidelberg/New York, 1974
- [20] U. ZWICKER Z. Werkstofftechn. 9(1978)56
- [21] R. CASTRO Mém. Scientifiques rév. met.
L. SERAPHIN 63(1966)1025
- [22] G. WELSCH Met. Trans. 8A(1977)169
G. LÜTJERING
G. GAZIOGLU
W. BUNK
- [23] M.J. BLACKBURN Trans. ASM 62(1969)398
J. C. WILLIAMS
- [24] G. LÜTJERING Acta Met. 18(1970)785
S.WEISSMANN
- [25] T.K.G. NAMBOODHIRI Met. Trans. 4(1973)1323
C.J. Mc MAHON
H. HERMAN
- [26] D.J. TRUAX Mat. Sci. Eng. 13(1974)125
C.J. McMAHON
- [27] M.G. MENDIRATTA Met. Trans. 5(1974)1231
- [28] A. GYSLER DFVLR-FB 79-24
G. LÜTJERING
- [29] J.A. FEENEY Met. Trans. 1(1970)3309
M.J. BLACKBURN
- [30] A. GYSLER Z. Metallkde. 65(1974)411
W. BUNK
V. GEROLD
- [31] M. MAJDIC Proc. 3rd Intern. Conf. on Titanium,
G. WELSCH Moscow, 1976
G. ZIEGLER
- [32] M. MAJDIC DLR-FB 73-38(1973)
G. ZIEGLER
- [33] A.W. SOMMER AFML-TR-76-222, 1977
M. CREAGER
- [34] A.W. BOWEN Mat. Sci. Eng. 29(1977)19
- [35] A.W. BOWEN Scripta Met. 11(1977)17
- [36] A.W. BOWEN Mat. Sci. Eng. 40(1979)31
- [37] F. LARSON MCIC-Report 74-20, Battelle, Columbus
A. ZARKADES Labs., 1974

- [38] E. HORNBOKEN Radex-Rundschau 3/4(1972)203
- [39] H. CONRAD in: TST, vol. 2, 969
M. DONER
B. De MEESTER
- [40] G. TERLINDE Dissertation, Bochum, 1978
- [41] R.I. JAFFEE in: TST, vol.3, 1665
- [42] M. PETERS Z. Metallkde. 67(1976)811
G. LÜTJERING
- [43] M.A.W. LOWDEN Met. Trans. 6A(1975)441
W.B. HUTCHINSON
- [44] I.W. HALL in: TST, vol.2, 1365
C. HAMMOND
- [45] D.H. ROGERS in: TST, vol.3, 1719
- [46] R.J.H. WANHILL Aeronautical Journal (1978)68;
NLR MP 76008 U(1976)
- [47] G.T. HAHN ASTM-STP 432(1968)5
A.R. ROSENFELD
- [48] E. HORNBOKEN 6th Intern. Conf. on Light Metals, Leoben,
G. LÜTJERING Vienna (1975)40, Aluminium-Verlag
- [49] E. HORNBOKEN Acta Met. 25(1977)877
M. GRÄF
- [50] M. GRÄF Acta Met. 25(1977)883
E. HORNBOKEN
- [51] N.E. PATON AGARD-CP-185(1975)4
J.C. WILLIAMS
J.C. CHESNUTT
A.W. THOMPSON
- [52] M.J. BLACKBURN in: TST, vol.4, 2577
W.H. SMYRL
- [53] J.C. CHESNUTT ASTM STP 600(1976)99
C.G. RHODES
J.C. WILLIAMS
- [54] C.A. STUBBINGTON AGARD-CP-185(1975)3
- [55] M. PETERS 4th Intern. Conf. on Titanium, Kyoto,
A. GYSLER Japan, 1980
G. LÜTJERING
- [56] E.A. STARKE in: Fatigue and Microstructure,
G. LÜTJERING ASM, (1978)205

- [57] A.W. BOWEN in: TST, vol.2, 1271
- [58] M.O. SPEIDEL in: High-Temperature Materials in Gas
Turbines, Elsevier, Amsterdam, 1974
- [59] J. LINDIGKEIT Dissertation, Bochum, 1979
- [60] J. LINDIGKEIT Acta Met. 27(1979)1717
G. TERLINDE
A. GYSLER
G. LÜTJERING
- [61] E. HORNBORGEN Acta Met. 24(1976)581
K.-H. ZUM GAHR
- [62] P. MAYR in: Verhalten von Stahl bei schwingender
Beanspruchung, Stahleisen, 1978
- [63] S. KLEE TH Darmstadt Report No. 22(1973)
- [64] H. ZENNER VDI-Berichte 268(1976)101
- [65] R. LENSING Metall 32(1978)344
P. MAYR
E. MACHERAUCH
- [66] J.V. CARISELLA in: Strength of Metals and Alloys,
R.M. PELLOUX Pergamon Press, New York, 1979, S. 19,
W.S. OWEN post-deadline paper
- [67] M.A. BURKE in: Strengst of Metals and Alloys, vol.2,
G.J. DAVIES S. 1181, Pergamon Press, New York, 1979
- [68] L.F. COFFIN Trans. ASME 76(1954)931
- [69] S.S. MANSON NACA, Technical Note 2933(1954)
- [70] R.W. HERTZBERG in: Deformation and Fracture Mechanics of
Engineering Materials, Wiley and Sons,
New York, 1977
- [71] J.C. GROSSKREUTZ Met. Trans. 3(1972)1255
- [72] J.C. GROSSKREUTZ Proc. 3rd Intern. Conf. Fracture,
Munich, PLV-212, 1973
- [73] R.M. PELLOUX 4th Intern. Conf. Strength of Metals and
R.E. STOLTZ Alloys, Nancy, France, 1976
- [74] C.E. FELTNER Acta Met. 15(1967)1621
C. LAIRD
- [75] H. ZENNER 16th Conf. of the ICAF Brussels, 1979
R. HEIDENREICH
- [76] R.E. STOLTZ Mat. Sci. Eng. 34(1978)275
A.G. PINEAU

- [77] C. CALABRESE Mat. Sci. Eng. 13(1974)141
C. LAIRD
- [78] C. LAIRD Mat. Sci. Eng. 32(1978)137
V.J. LANGELO
M. HOLLRAH
N.C. YONG
B. De la VEAUX
- [79] R.K. STEELE Intern. Conf. on Fracture Mechanics
A.J. McEVELY and Technology, Hong Kong, Japan, 1977
- [80] C.C. WIJCIK Mat. Sci. Eng. 27(1977)97
D.A. KOSS
- [81] G. CHALANT in: Strength of Metals and Alloys, vol.2,
L. REMY S. 1195, Pergamon Press, New York, 1979
- [82] H. MUGHRABI Mat. Sci. Eng. 33(1978)207
- [83] J.Y. LIM Met. Trans. 7A(1976)139
C.J. McMAHON
D.P. POPE
J.C. WILLIAMS
- [84] J. SCHIJVE Delft University of Technology, Report LR-
240, 1977
- [85] M.J. BLACKBURN Trans. TMS-AIME 239(1967)1200
- [86] H. GLEITER Phys. stat. sol. 12(1965)235
E. HORNBOKEN
- [87] A. GYSLER Mat. Sci. Eng. 27(1977)181
S. WEISSMANN
- [88] N.E. PATON Final Report on AFOSR, Contr. No.
R.G. BAGGERLY F 44620-72-C-0043, 1976
J.C. WILLIAMS
- [89] J.D. BOYD in: TST, vol.2, 1071
R.G. HOAGLAND
- [90] A. GYSLER Acta Met. 22(1974)901
G. LÜTJERING
V. GEROLD
- [91] G. LÜTJERING DLR-FB 74-70(1974)
- [92] J. LOTHE Acta Met. 10(1962)663
- [93] G.T. HAHN Acta Met. 10(1962)727
- [94] R.A. KLOSKE Trans. AIME 245(1969)217
M.E. FINE

- [95] A.T. SANTHANAM Met. Trans. 1(1970)2593
V. RAMACHANDRAN
R.E. REED-HILL
- [96] W.R. CRIBB Met. Trans. 8A(1977)71
R.E. REED-HILL
- [97] M.S. RASHID Met. Trans. 7A(1976)497
- [98] D. MEWES Studienarbeit, Bochum, 1979
- [99] H. HIRABAYASHI in: The Mechanism of Phase Transformations
M. KOIWA in Cristalline Solids, Institute of Metals
S. YAMAGUCHI Monograph and Report Series, No. 33(1969),
207
- [100] S. WEISSMANN in: The Science, Technology and
A. SHRIER Application of Titanium, Pergamon Press,
New York, 1970
- [101] J.J. KORNILOV Met. Trans. 1(1970)2569
V.V. VAVILOVA
L.E. FYKIN
R.P. OZEROV
S.P. SOLOWIEV
V.P. SMIRNOV
- [102] L. WAGNER Dissertation, Bochum, demnächst
- [103] B. De MEESTER Met. Trans. 6A(1975)65
M. DÖNER
H. CONRAD
- [104] J.D. ESHELBY Phil. Mag. 42(1951)351
F.C. FRANK
F.R.N. NABARRO
- [105] J.R. DONOSO Met. Trans. 8A(1977)945
R.E. REED-HILL
- [106] J. BAUSCHINGER Min. Proc. Inst. Civil Eng., London
87(1886)463
- [107] R. SOWERBY Mat. Sci. Eng. 41(1979)43
D.K. UKO
Y. TOMITA
- [108] C.C. LI Met. Trans. 9A(1978)85
J.D. FLASCK
J.A. YAKER
W.C. LESLIE

- [109] M.A. IMAM Met. Trans. 10A(1979)419
C.M. GILMORE
- [110] C.H. WELLS Trans. ASM 62(1969)263
C.P. SULLIVAN
- [111] A.W. FUNKENBUSCH Met. Trans. 9A(1978)1159
L.F. COFFIN
- [112] Y. MAHAJAN Met. Trans. 9A(1978)427
H. MARGOLIN
- [113] D. EYLON Met. Trans. 10A(1979)311
- [114] H.K. BIRNBAUM in: Environment Sensitive Fracture
of Engineering Materials, AIME, Metallur-
gical Society, New York, 1978
- [115] J.K. TIEN Met. Trans. 7A(1976)821
A.W. THOMPSON
I.M. BERNSTEIN
R.J. RICHARDS
- [116] J. ALBRECHT Met. Trans. 10A(1979)1759
A.W. THOMPSON
I.M. BERNSTEIN
- [117] H.H. JOHNSON Met. Trans. 7A(1976)1543
J.P. HIRTH
- [118] R.J. JACKO Met. Trans. 8A(1977)1821
D.J. DUQUETTE
- [119] G.F. PITTINATO Met. Trans. 3(1972)2905
W.D. HANNA
- [120] U. ZWICKER Z.f. Werkstofftechn. 5(1974)233
- [121] J. ALBRECHT Proc. 4th Intern. Conf. on the Strength of
J.W.R. MARTIN Metals and Alloys, vol.2, S. 463, Nancy,
G. LÜTJERING 1976
J.W. MARTIN
- [122] A. GYSLER in: Strength of Metals and Alloys, vol. 2,
J. LINDIGKEIT S. 1113, Pergamon Press, New York, 1979
G. LÜTJERING
- [123] K. WELPMANN Z. Metallkde. 71(1980)7
A. GYSLER
G. LÜTJERING

- [124] L.J. TEUTONICO in: TST, vol.2, 1009
- [125] A. MELANDER Mat. Sci. Eng. 34(1978)235
- [126] H. GLEITER Phys. stat. sol. 12(1965)251
E. HORNBOKEN
- [127] P.C. GEHLEN in: The Science, Technology and
Application of Titanium, Pergamon Press,
New York, 1970

7. TABELLEN

Legierung	Hersteller	Al	V	Fe	C	O	H	N	Rest	L x B x H [mm]	T _{β/α+β} [°C]
Ti-6Al-4V (T 275)	Fa. Krupp	6,1	3,9	0,18	0,01	0,19	0,011	0,01	Ti	900 x 100 x 25	~ 990
Ti-6Al-4V (T 282)	Fa. Krupp	6,0	3,9	0,06	0,005	0,08	0,007	0,005	Ti	900 x 100 x 25	~ 990
Ti-6Al-4V (T 252)	Fa. Krupp	6,3	3,9	0,07	0,01	0,14	0,005	0,01	Ti	950 x 1000 x 16	~ 990
Ti-6Al-4V (DKK 3)	Fa. Timet	6,4	4,0	0,15	0,019	0,195	0,005	0,017	Ti	∅ 700 x 30	~ 988
Ti-8,8Al-4V	Fa. Timet	8,8	4,0	0,18	0,01	0,18	0,006	0,01	Ti	800 x 100 x 25	~ 1010
Ti-8,6Al	Fa. Timet	8,6	--	0,07	0,02	0,07	0,017	0,01	Ti	800 x 90 x 23	~ 1000
Ti-4Al	Fa. Timet	4,0	--	ohne Analyse							

Tabelle 1 Chemische Zusammensetzungen der untersuchten Legierungen (Gew.-%), Abmessungen des Ausgangsmaterials und Temperatur der (β/α+β)-Phasengrenze

Legierung	Homogenisierung (α)	Gefügeeeinstellung	Aushärtung
Ti- 6Al- 4V			
fein lamellar	15 min 1050°C/H ₂ O	1 ^h 800°C/H ₂ O	ungehärtet 24 ^h 500°C
grob lamellar	15 min 1050°C/H ₂ O	1050°C 1°C/min	T _{gl} / H ₂ O (650°C/Luft) Tab. 7
globular	15 min 1050°C/H ₂ O	Tab. 2b	Tab. 2b
bi - modal	15 min 1050°C/H ₂ O	Tab. 2b	Tab. 2b
	Homogenisierung (β)	Aushärtung	
Ti- 8,6 Al	2 ^h 950°C/H ₂ O	ungehärtet, 10 ^h 500°C, 250 ^h 500°C	
Ti- 4Al	2 ^h 950°C/H ₂ O	ungehärtet	

Tabelle 2a Gefügeeeinstellung in den Titanlegierungen

Gefüge	Textur	Walz-temperatur [°C]	Walzmodus	Anzahl der Walzstiche	Verformungsgrad ϵ	Behandlung nach dem Walzen	Rekristallisationsgithung	Aushärtung	α -Korngröße [μm]	
Ti- 6Al- 4V										
f-g	B	900	Mehrsinnig	8	-1,27	H_2O	$1^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	$24^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	1 - 2	
		800								
		700								
f-g	T	920	Einsinnig	8	-1,27	H_2O	$1^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	$24^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	1 - 2	
		960								
		960								
f-g	B/T	800	Einsinnig	4	-1,4	H_2O	$1^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	$24^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	1 - 2	
q-g	B/T	800	Einsinnig	4	-0,82	H_2O	$1^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	$24^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	1 - 2	
bi-m	B/T	800	Einsinnig	4	-0,82	H_2O	$96^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	$2^{\text{h}} 965^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	10 - 12	
							$1^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	ungehärtet $24^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	6	
Ti- 8,8Al- 4V										
f-g	B	$15 \text{ min } 1050^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$		12	-1,27	H_2O	$1^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	$24^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	1 - 2	
q-g	B/T			6	-0,92	H_2O	$48^{\text{h}} 800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$	$100^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	10	
Ti- 8,6Al										
globular	B	$1^{\text{h}} 950^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$		8	-1,23	H_2O	$15 \text{ min } 800^\circ\text{C}$	$48^{\text{h}} 500^\circ\text{C}$	14	
							$30 \text{ min } 800^\circ\text{C}$	$5^{\text{h}} 600^\circ\text{C}$	17	
							$60 \text{ min } \text{H}_2\text{O}$	$0,5^{\text{h}} 720^\circ\text{C}$	23	

Tabelle 2b Gefüge- und Textureinstellung in den Titanlegierungen

Legierung	Walzmodus	Textur			Walztemperatur [°C]	Zunehmende Textur
		Bezeichnung	Kennzeichen	Symbol		
Ti- 6Al- 4V	Einsinnig	Basal-Transversal	B/T		800	$\epsilon \uparrow T_p \uparrow$
	Einsinnig	Transversal	T		960 920	$\epsilon \uparrow T_p \uparrow$
	Mehrsinnig	Basal	B		900 800 700	$\epsilon \uparrow T_p \uparrow$
Ti- 8,8Al- 4V	Einsinnig	Basal-Transversal	B/T		850	$\epsilon \uparrow T_p \uparrow$
	Mehrsinnig	Basal	B		800	$\epsilon \uparrow T_p \uparrow$
Ti- 8,6 Al	Einsinnig oder Mehrsinnig	Basal zentral	B		950	$\epsilon \uparrow T_p \uparrow$
Homogenisieren		Textur				
Ternäre Legierungen (Ti- Al- V)	15 min 1050 °C / H ₂ O (Martensit)					
		K E I N E Vorzugsorientierung				

Tabelle 3 Textureinstellung in den untersuchten Legierungen

α	Ti ₃ Al-Teilchen
	Korngröße
	Sauerstoff-Gehalt
	Textur
β	ω -bzw. α -Teilchen
	Korngröße
	Sauerstoff-Gehalt
	Martensit-Umwandlung
$\alpha+\beta$	Volumenanteile
	Phasen-Anordnung
	Phasen-Abmessungen

Tabelle 4 Haupteinflußgrößen auf die mechanischen
Eigenschaften von Titan-Legierungen

Ti-6Al-4V / 0,19 % O (T 275) / t = 24 ^h / g-g						
T _{gl} = 800 °C / BT-RD						
T	E	σ _E	σ _{0,2}	σ _{1,0}	σ _F	ε _F
[°C]	[GNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[1]
-	107	151	824	849	1424	0,68
150	106	499	856	871	1200	0,49
200	109	790	910	910	1250	0,54
250	110	883	955	960	1206	0,36
350	111	897	961	1005	1179	0,14
500	112	910	1021	1021	1515	0,68

Tabelle 5 Abhängigkeit der Zugversuchskennwerte von der Aushärtungstemperatur

Ti-6Al-4V / 0,19 % O (T 275) / g-1 / RD						
T_{gl} [°C]	E [GNm ⁻²]	σ_E [MNm ⁻²]	$\sigma_{0,2}$ [MNm ⁻²]	$\sigma_{1,0}$ [MNm ⁻²]	σ_F [MNm ⁻²]	ϵ_F [1]
350	120	575	838	861	986	0,23
500	117	596	828	861	1062	0,32
550	116	672	833	858	957	0,19
600	116	658	810	835	993	0,30
650	118	669	833	860	990	0,24
700	111	160	809	856	1010	0,22
750	105	90	644	830	994	0,19
800	107	98	619	856	1051	0,144
850	104	142	799	948	1065	0,10
900	112	191	879	985	1022	0,07
Ti-6Al-4V / 0,08 % O (T 282) / g-1 / RD						
350	118	501	724	770	850	0,17
500	118	505	736	776	977	0,34
550	117	521	729	768	999	0,40
600	116	594	724	760	947	0,41
650	115	601	737	767	966	0,27
700	109	111	663	774	875	0,10
750	115	41	590	777	919	0,17
800	103	59	540	746	973	0,31
850	114	125	750	847	1012	0,19
900	109	156	788	903	1040	0,13

Tabelle 6 Einfluß der Gleichgewichtstemperatur auf die Zugversuchskennwerte

Ti-6Al-4V / 0,19 % O (T 275) / g-1 / $T_{g1} = 700^{\circ}\text{C}$ Aushärtung 500°C / RD						
Zeit	E	σ_E	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{1,0}$	σ_F	ϵ_F
[h]	$[\text{GNm}^{-2}]$	$[\text{MNm}^{-2}]$	$[\text{MNm}^{-2}]$	$[\text{MNm}^{-2}]$	$[\text{MNm}^{-2}]$	[1]
-	111	160	809	856	1010	0,22
0,5	117	660	863	894	1019	0,20
2,0	118	703	870	902	1067	0,21
24,0	119	710	877	916	1082	0,22
96,0	120	750	904	931	1050	0,20
Ti-6Al-4V / 0,08 % O (T 282) / g-1 / $T_{g1} = 700^{\circ}\text{C}$ / RD						
-	109	111	663	774	875	0,10
0,5	117	529	755	793	1022	0,35
2,0	118	574	751	785	960	0,26
24,0	118	632	768	809	967	0,27
96,0	118	618	769	805	955	0,22

Tabelle 7 Änderung der Zugversuchskennwerte bei steigender Aushärtungszeit

Ti-6Al-4V / 0,19 % O (T 275) / g-1 / 24 ^h 500 °C / RD						
T _{gl}	E	σ _E	σ _{O,2}	σ _{1,0}	σ _F	ε _F
[°C]	[GNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[1]
600	118	710	841	877	1122	0,30
650	119	697	863	906	1002	0,17
700	119	710	877	916	1082	0,22
800	119	763	933	978	1048	0,15
850	119	795	1044	1088	1076	0,08

Tabelle 8 Abhängigkeit der Zugversuchskennwerte
von der Gleichgewichtstemperatur bei
konstanter Aushärtungsbehandlung

Ti- 6Al- 4V / DKK 3 / T _{gl} = 800°C/H ₂ O							
Gefüge und Textur	Text.- rich- tung	Aushärtung	E [GNm ⁻²]	σ _{0,2} [MNm ⁻²]	σ _{1,0} [MNm ⁻²]	σ _F [MNm ⁻²]	ε _f [1]
bi - m B/T	RD	-	100	870	931	1360	0,55
			103	725	836	1244	0,40
		24 ^h 500°C	111	1000	1006	1386	0,43
			111	990	990	1232	0,24
	TD	-	111	943	1008	1526	0,58
			112	825	900	1353	0,43
		24 ^h 500°C	124	1069	1104	1494	0,48
			129	1056	1083	1257	0,19
g-g B/T	TD	-	112	783	860	1448	0,60
			109	776	880	1446	0,52
		24 ^h 500°C	124	1061	1087	1489	0,43
			117	1058	1096	1447	0,42
f-g B/T	TD	-	112	931	974	1456	0,60
			117	1008	1021	1493	0,62
		24 ^h 500°C	120	1088	1103	1410	0,43
			121	1119	1105	1248	0,39
Ti- 6Al- 4V / T 275 / T _{gl} = 800°C/H ₂ O							
g-l	RD	-	107	571	842	1043	0,15
		24 ^h 500°C	119	933	978	1048	0,15
f-l	RD	-	116	936	985	1083	0,10
		24 ^h 500°C	120	1054	1077	1226	0,15
g-g B/T	RD	-	107	824	849	1424	0,68
		24 ^h 500°C	112	1021	1021	1515	0,68
f-g B/T	RD	-	105	897	914	1471	0,69
		24 ^h 500°C	112	1080	1065	1606	0,74
Ti- 6Al- 4V / T 275 / T _{gl} = 650°C/Luft							
g-l	RD	-	113	823	841	980	0,30
		24 ^h 500°C	116	866	885	977	0,12
Ti- 8,8Al- 4V / 1 ^h 800°C/H ₂ O							
f-g/ B	RD	24 ^h 500°C	110	1172	1135	1533	0,44
			110	1192	1156	1606	0,59
Ti- 8,8Al- 4V / 48 ^h 800°C / H ₂ O							
g-g/ B/T	RD	100 ^h 500°C	115	801	990	1184	0,18

Tabelle 9 Zugversuchskennwerte der ternären Legierungen

Ti- 8,6Al / 2 ^h 950°C / H ₂ O					
	E [GNm ⁻²]	σ _E [MNm ⁻²]	σ _{O,2} [MNm ⁻²]	σ _F [MNm ⁻²]	ε _F [1]
ungehärtet	130	515	747	1031	0,24
	131	526	772	929	0,15
10 ^h 500°C	131	440	820	909	0,05
	132	530	798	867	0,10
260 ^h 500°C	133	682	-	832	0,03
	133	657	-	840	0,03
Ti- 4Al / 2 ^h 950°C / H ₂ O					
	117	290	537	768	0,38
	118	385	554	866	0,51

Tabelle 10 Zugversuchskennwerte der binären Legierungen

Ti- 6Al- 4V / 0,195% O (DKK 3) / f-g / 24 ^h 500°C / H ₂ O T _{gl} = 800°C							
Textur	Walz- tempe- ratur [°C]	Textur- rich- tung	E	σ_E	$\sigma_{0,2}$	σ_F	ϵ_F
			[GNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[MNm ⁻²]	[1]
B	900	RD	118	875	1092	1566	0,64
			118	989	1105	1592	0,62
B	800	RD	110	803	1124	1616	0,77
			111	1020	1120	1675	0,82
B	700	RD	107	809	1111	1533	0,73
			108	1072	1111	1530	0,75
T	920	RD	116	857	1080	1488	0,53
			117	984	1088	1469	0,50
		TD	125	935	1121	1601	0,63
			126	994	1124	1643	0,62
			120	871	1089	1590	0,67
			122	983	1096	1574	0,64
T	960	RD	117	831	1073	1443	0,45
			117	946	1075	1463	0,48
		TD	127	930	1114	1532	0,49
			129	974	1117	1584	0,55
			122	884	1076	1560	0,59
			123	932	1087	1474	0,51
T	960 Kas- kade	RD	118	885	1093	1497	0,50
			114	856	1079	1483	0,50
		TD	133	1009	1167	1482	0,45
			129	971	1150	1664	0,59
			123	946	1099	1644	0,69
			119	950	1094	1699	0,72
T	960 Kas- kade	RD	117	963	1100	1455	0,49
		TD	127	1073	1184	1720	0,69
		45°	119	991	1105	1609	0,66

Tabelle 11 Einfluß von Textur und Testrichtung auf die Zugversuchskennwerte der Ti-6Al-4V

Ti-6Al-4V	0,08 % O	0,19 % O
800 °C/ RT	$\sigma_{0,2} \text{ [MNm}^{-2}\text{]}$	
α - Phase	650	650
O - Gehalt	--	100
Phasen- Abmessungen	0 - 150	0 - 150
Ti ₃ Al	0 - 200	0 - 200
Textur	0 - 100	0 - 100
Summe	650 - 1100	750 - 1200

Tabelle 12 Abhängigkeit der Streckgrenze von der Mikrostruktur

Textur
Aushärtung (Ti ₃ Al)
Gefügeabmessungen
Prüftemperatur
Sauerstoff
Verformungsgeschwindigkeit
Eigenspannungen
Vorverformung

Tabelle 13 Haupteinflußgrößen auf die Streckgrenzen-
überhöhung

Ti- 6Al- 4V / g-g / B/T-RD		
T °C	$\sigma_{\bar{u}}$ [MNm ⁻²]	$\bar{\alpha}$ [°]
-	0	180,0
100	5	178,6
150	15	173,3
200	20	173,6
250	30	165,0
350	30	158,5
500	30	173,0

Tabelle 14 Anstieg der Streckgrenzenüberhöhung mit zunehmender Auslagerungstemperatur bei konstanter Auslagerungszeit von 24^h

Ti- 6Al- 4V / g-g / B/T-RD				
t [h]	T 275 / 0,19 % O		T 282 / 0,08 % O	
	$\sigma_{\bar{u}}$ [MNm ⁻²]	$\bar{\alpha}$ [°]	$\sigma_{\bar{u}}$ [MNm ⁻²]	$\bar{\alpha}$ [°]
-	0	180,0	0	180,0
0,5	25	163,2	-	-
2,0	25	166,1	25	158,0
24,0	30	173,0	30	162,3
26,0	30	157,0	30	148,3

Tabelle 15 Anstieg der Streckgrenzenüberhöhung mit zunehmender Aushärtungszeit bei einer Temperatur von 500°C

Ti- 6Al- 4V / 24 ^h 500°C / H ₂ O			
Textur und Test- richtung	Gefüge	$\sigma_{\bar{u}}$ [MNm ⁻²]	
		T 275 0,19 % 0	T 282 0,08 % 0
RD	g-l	0	0
	f-l	0	0
B/T-RD	bi-m	0	0
	f-g	30	30
	g-g	30	30

Tabelle 16 Einfluß von Textur und Gefüge auf die
Streckgrenzenüberhöhung

Ti- 8,6Al			B-RD			
L [μm]	r [nm]	f [Vol.-%]	n _{stau}	σ _ü [MNm ⁻²]	Aushärtung	
17	4	0,15	3	35	48 ^h	500°C
29	4	0,15	1	55		
17	6	0,10	5	20	5 ^h	600°C
29	6	0,10	2	30		
17	12,5	0,05	16	5	0,5 ^h	720°C
29	12,5	0,05	10	10		

a)

17	4	0,15	3	36	48 ^h	500°C
23	4	0,15	2	30		
29	4	0,15	1	45		
14	12,5	0,05	19	5	0,5 ^h	720°C
17	12,5	0,05	16	8		
23	12,5	0,05	13	10		
29	12,5	0,05	10	9		

b)

Tabelle 17 Einfluß der Ti₃Al-Aushärtung (r,f) und der Korngröße (L) auf die Streckgrenzenüberhöhung

Ti-6Al-4V / 0,195 % O (DKK =) / f-g / 24 ^h 500°C / T _{gl} = 800°C			
Textur	Walz- tempe- ratur [°C]	Textur- rich- tung	$\sigma_{\bar{u}}$ [MNm ⁻²]
B	900	RD	1,0 2,0
B	800	RD	29,5 27,0
B	700	RD	45,0 51,0
T	920	RD	1,3 0,4
		TD	1,3 1,5
		45°	0 0
T	960	RD	1,5 0,9
		TD	0,9 0,4
		45°	0 0
T	960 Kas- kade	RD	4,4 4,85
		TD	7,0 4,8
		45°	0 0
T	960 Kas- kade	RD	2,0
		TD	4,0
		45°	0
B/T	800	45°	24,0 20,0
		RD	18,0 12,0
		TD	15,0 16,0

Tabelle 18 Einfluß der Textur auf die Streck-
grenzenüberhöhung

Legierung	Textur	Prüf- tempe- ratur [°C]	$\sigma_{\bar{u}}$ [MNm ⁻²]
Ti- 6Al- 4V (T 275) g-g , f-g 100 ^h 500°C	B/T-RD	- 196 20 200 350 500	0 5,0 12,5 10,0 0
Ti- 8,8Al- 4V g-g 100 ^h 500°C	B/T-RD schwach	20 200 350 500	0 6,4 0 0
Ti- 6Al- 4V (T 252) f-g 24 ^h 500°C	T ⁻ RD TD	20 200 350 500	1,5 ≈ 0 0 0

Tabelle 19 Einfluß der Prüftemperatur auf die Streckgrenzenüberhöhung

σ_u [MNm ⁻²]									
Ti- 6Al- 4V	Ohne Textur			B/T - Textur					
Vorverformung und 2 ^h 250°C	24 ^h 500°C			ungehärtet					
	g-l		f-l	g-g		f-g		f-g	
	T 275	T 282	T 275	T 282	T 275	T 282	T 275	T 282	T 275 T 282
1 %	10	15	20	20	20	15	15	0	0
3 %	25	20	35	25	-	30	25	0	0
5 %	-	-	-	-	40	30	40	30	0
	Winkel $\bar{\alpha}$ [°]								
1 %	174	174	178	169	173	159	156	168	180 180
3 %	170	169	165	167	-	-	161	168	180 180
5 %	-	-	-	-	163	164	156	171	180 178

Tabelle 20 Einfluß der Vorverformung bei anschließender Auslagerung (2^h 250°C) auf die Streckgrenzenüberhöhung

Ti- 6Al- 4V B/T 24 ^h 500°C	σ_E [MNm ⁻²]	
	RD	TD
g-l	870	
f-l	980	
bi-m	990	1060
g-g	990	1010
f-g	1050	1100

Tabelle 21 Elastizitätsgrenzen der im Wechsel-
verformungsversuch getesteten Gefüge

	Spannungs- amplitude σ_a [MNm ⁻²]	Riß- bildung N_R/N_f [%]
Ti- 6Al- 4V	1000	1 - 2
g-l, RD	800	26
24 ^h 500°C	600	60
Luft		

Tabelle 22 Abhängigkeit der Rißbildung von der Spannungsamplitude

	Gefüge	σ_a [MNm ⁻²]	N_R/N_f [%]
Ti- 6Al- 4V	g-l	914	~1
RD, B/T-RD	f-l	1030	~1
24 ^h 500°C	bi-m	1040	>2
Vakuum	g-g	1040	10
	f-g	1050	>30

Tabelle 23 Abhängigkeit der Rißbildung vom Gefüge

Rißlänge [μm]	30	100	500	1000
Anzahl der Risse	A_R/A_O [%]			
1	$\frac{1,8}{1000}$	$\frac{2}{100}$	$\frac{1}{2}$	2
U/l = 1047	2,09			
U/l = 314		6,28		
U/l = 63			31,4	
U/l = 31				62,8

Tabelle 24 Einfluß der Rißlänge auf die Querschnittsminderung A_R/A_O

Anzahl der 100 μm Risse	A_R/A_O [%]	$\sigma_{\text{RiB}}/\sigma_O$
1	0,02	1,0002
10	0,20	1,0020
20	0,40	1,0040
30	0,60	1,0060
50	1,00	1,0101
100	2,00	1,0204
200	4,00	1,0417
300	6,00	1,0638

Tabelle 25 Spannungserhöhung im Restquerschnitt infolge Querschnittsminderung durch 100 μm lange Risse

8. BILDER

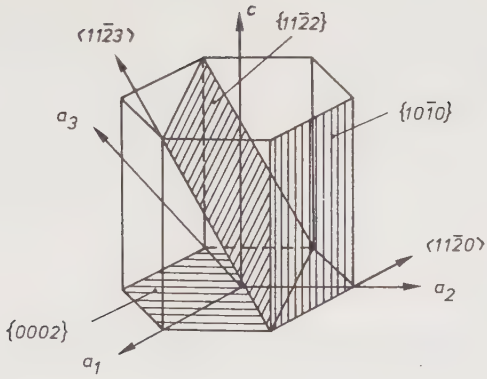


Bild 1 Wichtige Gleitsysteme im hexagonalen α -Titan

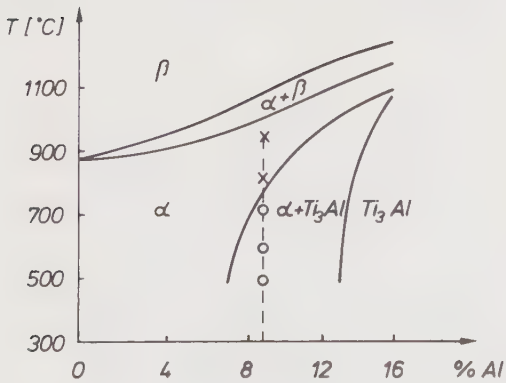


Bild 2 Zustandsschaubild von Titan-Aluminium

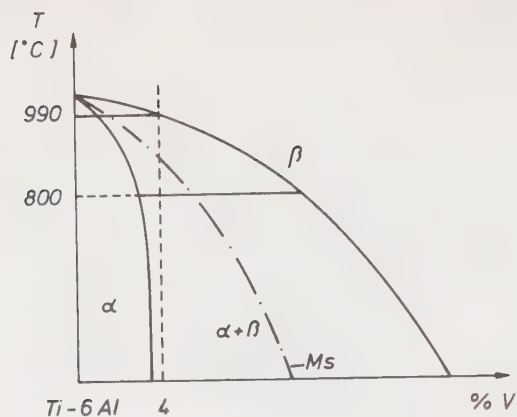


Bild 3 Binärer Schnitt durch das Dreistoff-System
Ti-6Al - V (Schematisch)

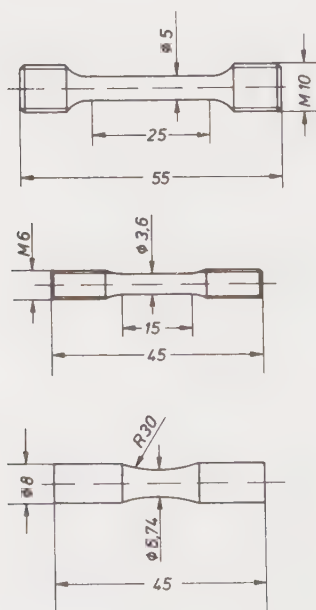


Bild 4 Verwendete Probenformen:
Rundzugproben (Oben, Mitte), Umlaufbiegeproben (Unten)

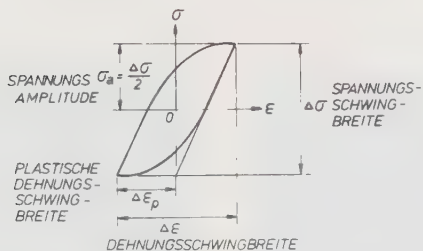
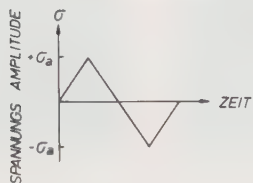
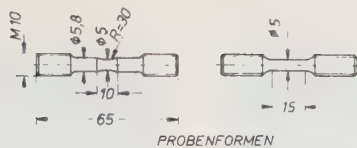


Bild 5 Probenformen, Belastungsprofil und Kenngrößen der Hysteresisschleifen beim Wechselverformungsversuch

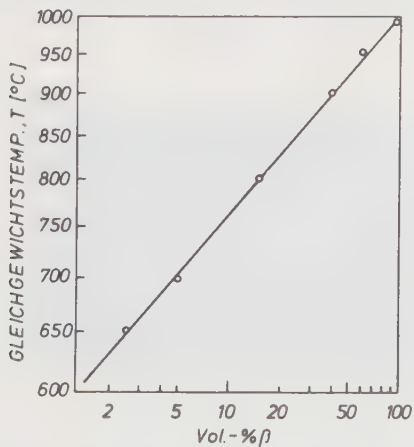
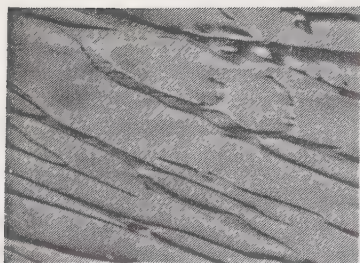
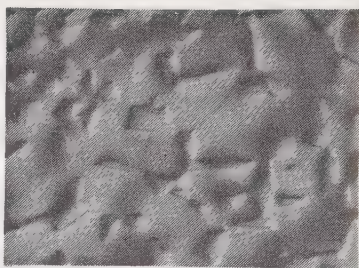


Bild 6 Volumenanteil der β -Phase in der Ti-6Al-4V im Gleichgewichtszustand



g-l



g-g



f-l



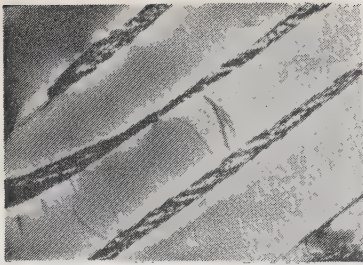
f-g



bi-m

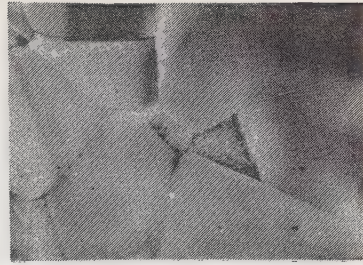
10 μm

Bild 7 Untersuchte Gefüge in der Ti-6Al-4V (LM)
 Grob lamellar (g-l), grob globular (g-g),
 fein lamellar (f-l), fein globular (f-g),
 bimodal (bi-m)



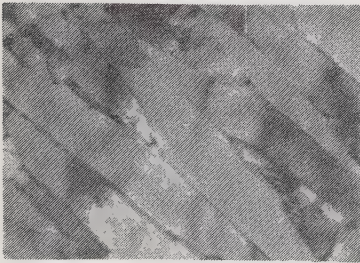
5 μm

g-1



5 μm

g-g



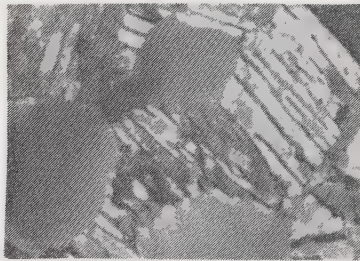
0,5 μm

f-1



1 μm

f-g



3 μm

bi-m

Bild 8 Untersuchte Gefüge in der Ti-6Al-4V (TEM)
Grob lamellar (g-1), grob globular (g-g),
fein lamellar (f-1), fein globular (f-g),
bimodal (bi-m)

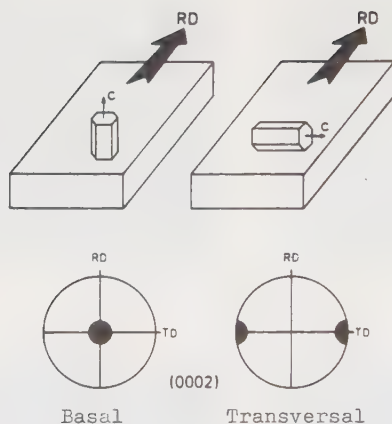


Bild 9 Grundtexturtypen der hexagonalen α -Phase (Schematisch)

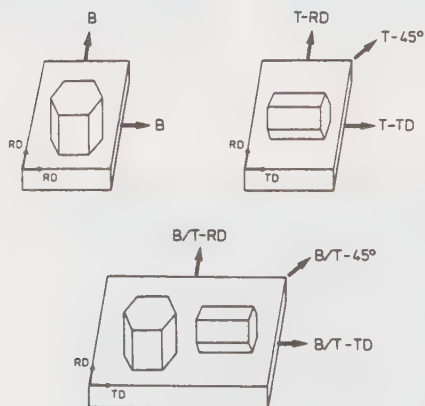
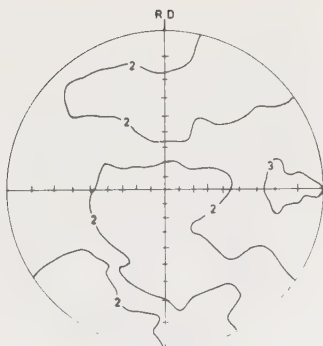
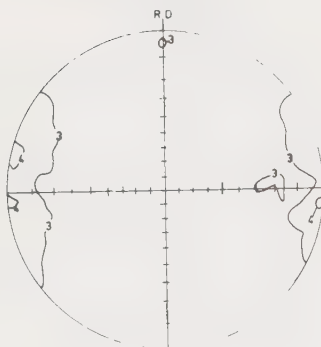


Bild 10 Lage der hexagonalen Einheitszellen für die drei untersuchten Texturen und die gewählten Belastungsrichtungen



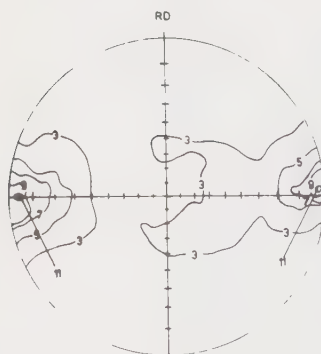
15 min 1050°C/H₂O
 20 min 920°C (-1,27)/H₂O
 1^h 800°C/H₂O

T-920



15 min 1050°C/H₂O
 20 min 960°C (-1,27)/H₂O
 1^h 800°C/H₂O

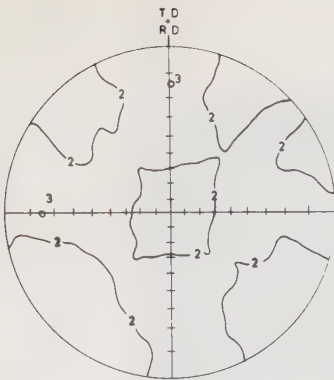
T-960



15 min 1050°C/H₂O
 20 min 960°C (-1,4)/H₂O
 1^h 800°C/H₂O

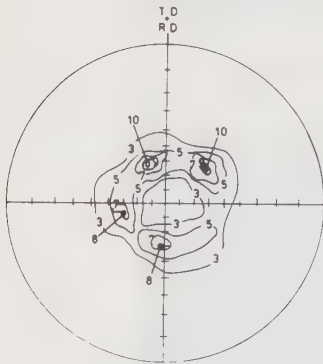
T-960⁺ (Kaskade)

Bild 13 (0002)-Polfiguren der Ti-6Al-4V
 Transversaltexturen (T) nach einsinnigem Walzen



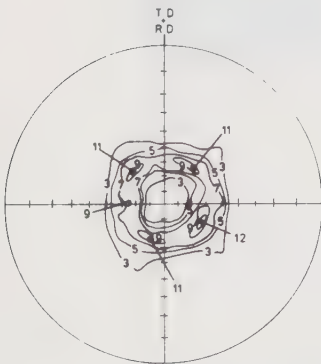
15 min 1050°C/H₂O
 20 min 900°C (-1,27)/H₂O
 1h 800°C/H₂O

B-900



15 min 1050°C/H₂O
 20 min 800°C (-1,27)/H₂O
 1h 800°C/H₂O

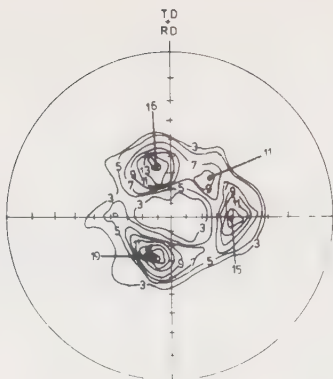
B-800



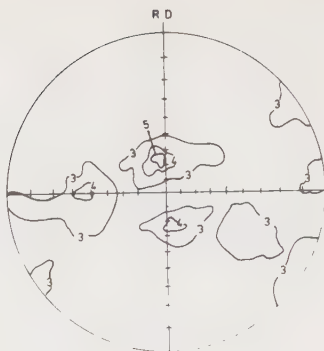
15 min 1050°C/H₂O
 20 min 700°C (-1,27)/H₂O
 1h 800°C/H₂O

B-700

Bild 14 (0002)-Polfiguren der Ti-6Al-4V
 Basalttexturen (B) nach mehrsinnigem Walzen



a) B-800

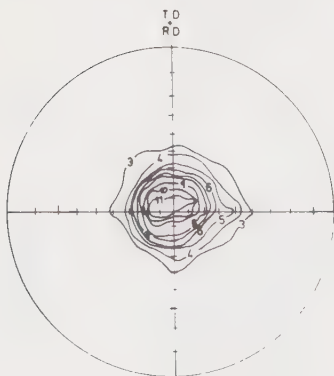


b) BT-850

15 min 1050°C/H₂O
 20 min 800°C (-1,27)/H₂O 20 min 850°C (-0,92)/H₂O
 1^h 800°C/H₂O

Bild 15 (0002)-Polfiguren der Ti-8,8Al-4V

a) Mehrsinnig gewalzt b) Einsinnig gewalzt

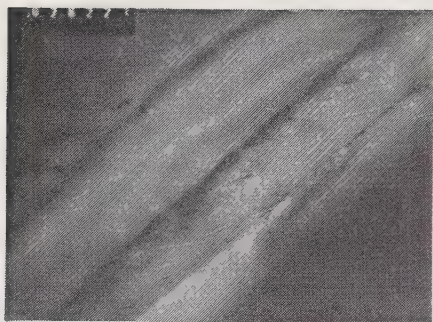


1^h 950°C/H₂O
 20 min 950°C (-1,23)/H₂O
 90 min 820°C/H₂O

B-950

Bild 16 (0002)-Polfigur der Ti-8,6Al

Basalttextur (B) nach mehrsinnigem Walzen



$\varepsilon = 0 \%$



$\varepsilon = 0,05 \%$

0,5 μm

Bild 17 Spannungsinduzierte Umwandlung der β -Phase
bei einer Belastung von $\sigma = 300 \text{ MNm}^{-2}$;
Ti-6Al-4V, grob lamellar, $800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$, (TEM)

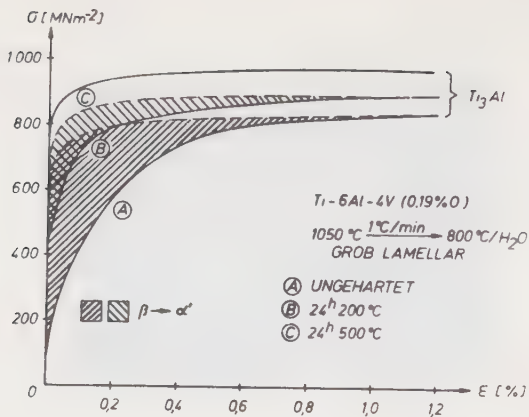


Bild 18 Spannungs-Dehnungs-Kurve der Ti-6Al-4V, grob lamellar.

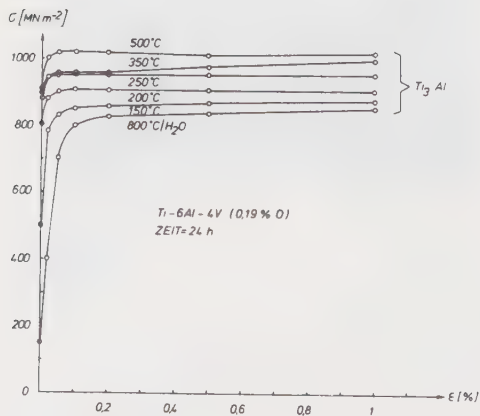


Bild 19 Spannungs-Dehnungs-Kurve für verschiedene Aushärtungstemperaturen, grob globular.

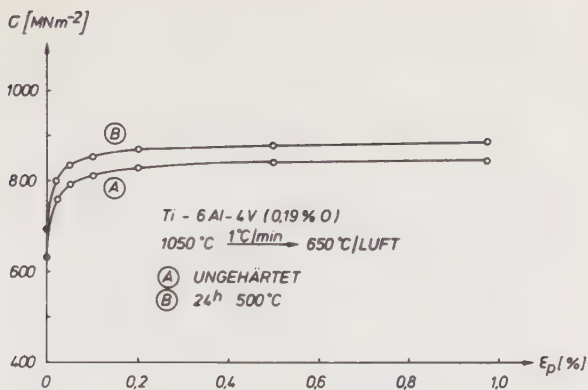


Bild 20 Spannungs-Dehnungs-Kurve des grob lamellaren Gefüges nach Luftabkühlung von 650 °C

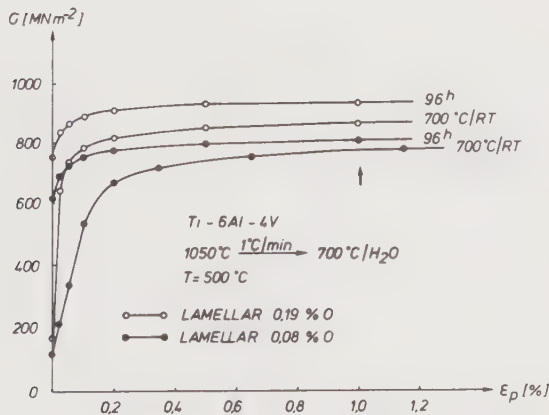


Bild 21 Einfluß des Sauerstoffgehaltes auf die Aushärtung

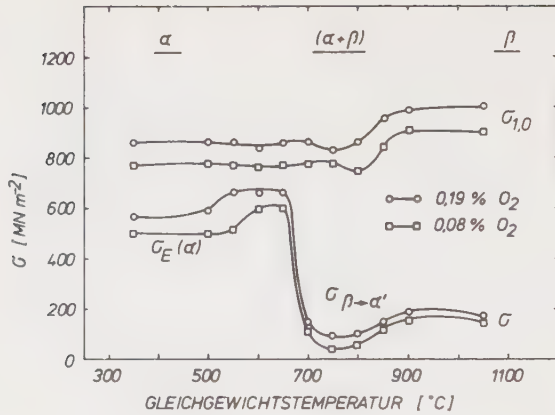


Bild 22 Einfluß der Gleichgewichtstemperatur auf die Umwandlungsspannung $\sigma_{\beta \rightarrow \alpha'}$ und die Fließspannung $\sigma_{1,0}$ der Ti-6Al-4V. (T_{gl}/H_2O)

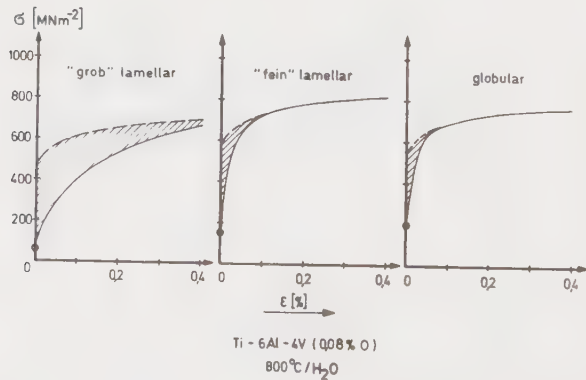


Bild 23 Einfluß der Gefüge auf den Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven im ungehärteten Zustand

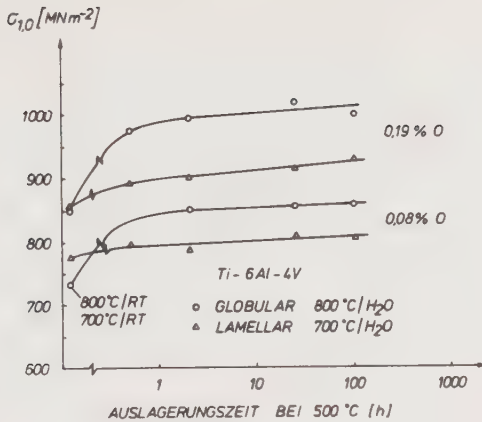


Bild 24 Verlauf der Fließspannung $\sigma_{1,0}$ als Funktion der Auslagerungszeit

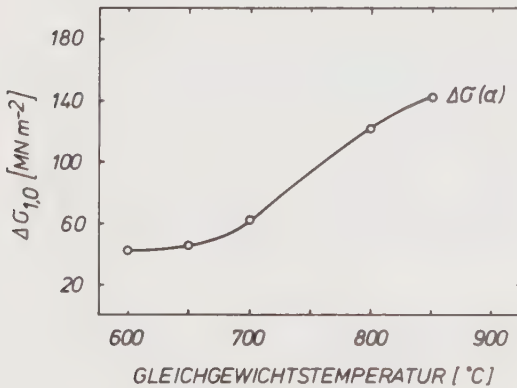


Bild 25 Fließspannungserhöhung in Abhängigkeit von der Gleichgewichtstemperatur ($T_{\text{gl}}/\text{H}_2\text{O}$) bei konstanter Aushärtung (24^{h} 500 °C)

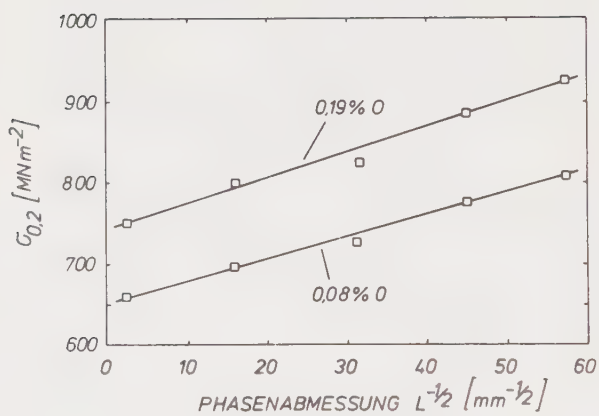


Bild 26 Abhängigkeit der Streckgrenze von den Phasenabmessungen ($800^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$, ungehärtet)

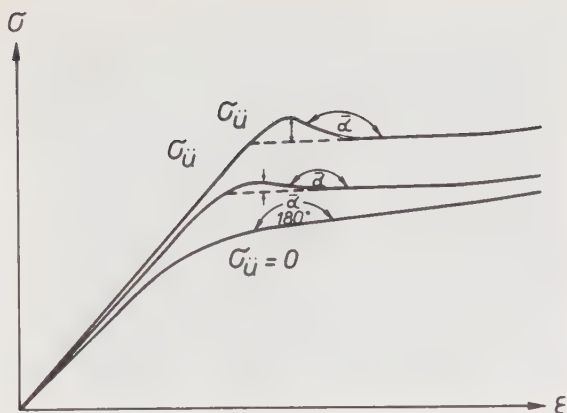


Bild 27 Definition der Streckgrenzenüberhöhung

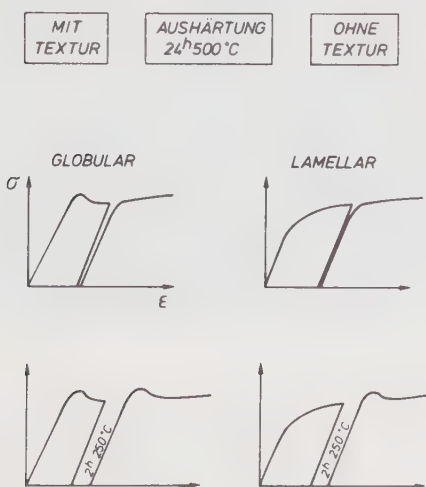
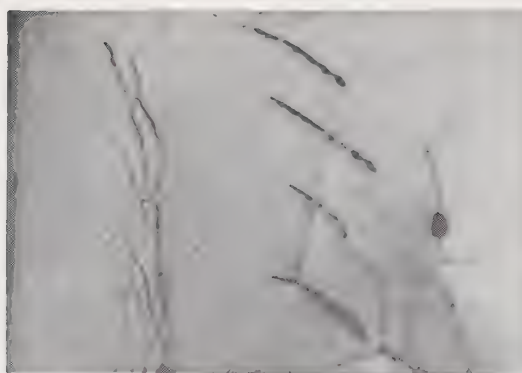
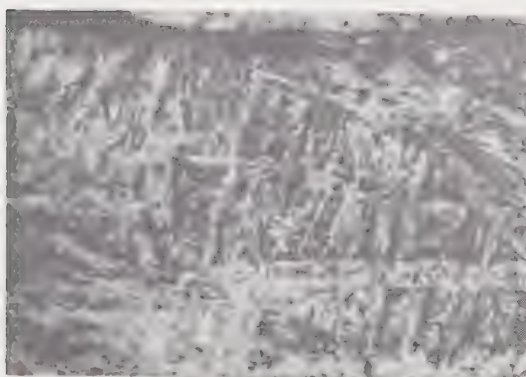


Bild 28 Einfluß der Textur und der Aushärtung auf die Streckgrenzenüberhöhung



0,25 μm

α -Phase



0,25 μm

β -Phase

Bild 29 Spannungsinduzierte Umwandlung der β -Phase bei einer zyklischen Belastung mit $\sigma = 500 \text{ MNm}^{-2}$, Ti-6Al-4V, grob lamellar, $800^\circ\text{C}/\text{H}_2\text{O}$, (TEM)

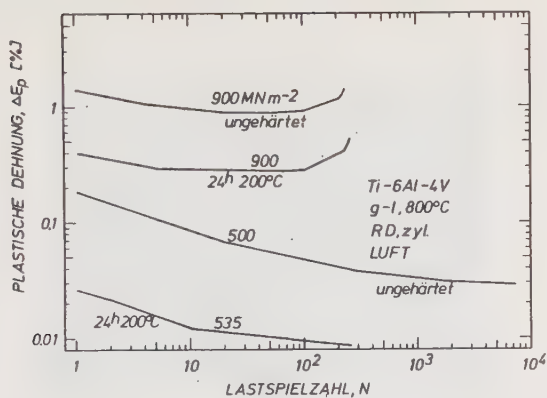


Bild 30 Wechselverformungskurven des ungehärteten und des 24^h 200°C ausgehärteten grob lamellaren Gefüges

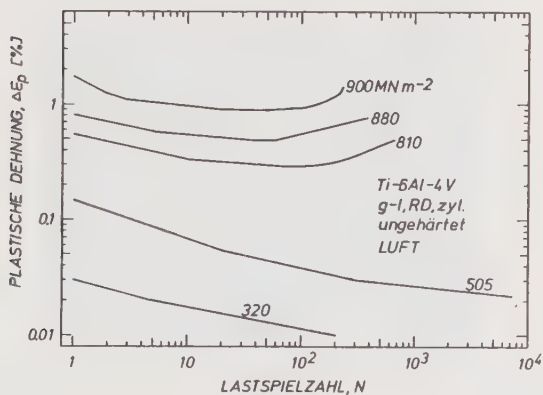


Bild 31 Einfluß der Spannungsamplitude auf das Ver- und Entfestigungsverhalten des ungehärteten grob lamellaren Gefüges

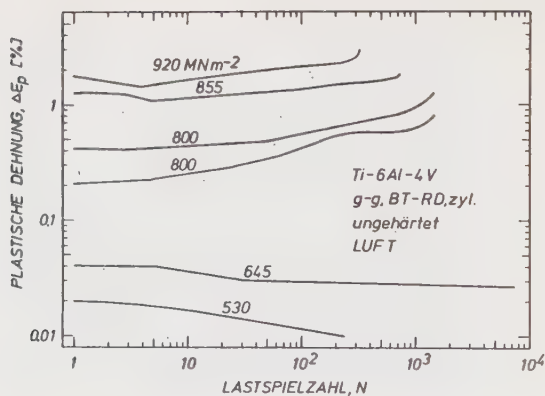


Bild 32 Einfluß der Spannungsamplitude auf die Wechselverformungskurven des ungehärteten grob globularen Gefüges

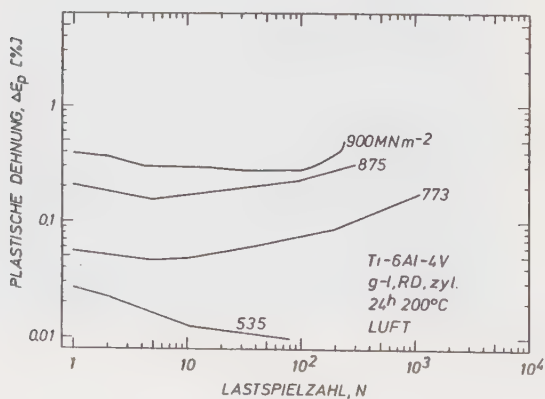
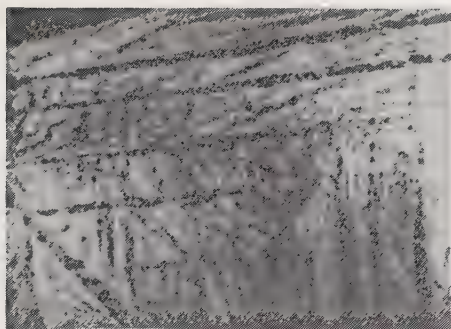
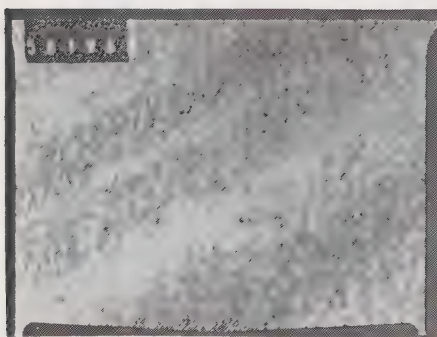


Bild 33 Wechselverformungskurven des grob lamellaren Gefüges nach 24^h 200°C Aushärtung



β -Phase, $\sigma_a = 535 \text{ MNm}^{-2}$

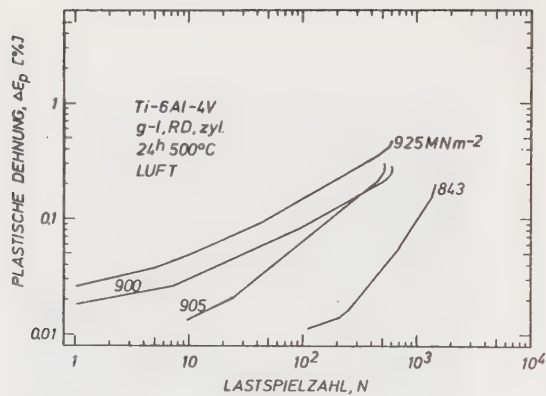
0,5 μm



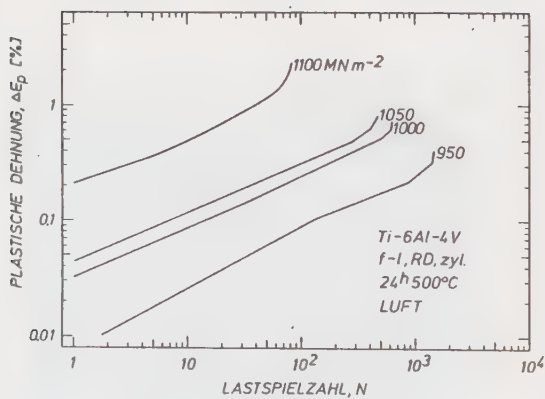
α -Phase, $\sigma_a = 875 \text{ MNm}^{-2}$

0,25 μm

Bild 34 Spannungsinduzierte Umwandlung der β -Phase nach 24^h 200°C Aushärtung und inhomogene Gleitung in der α -Phase (TEM)

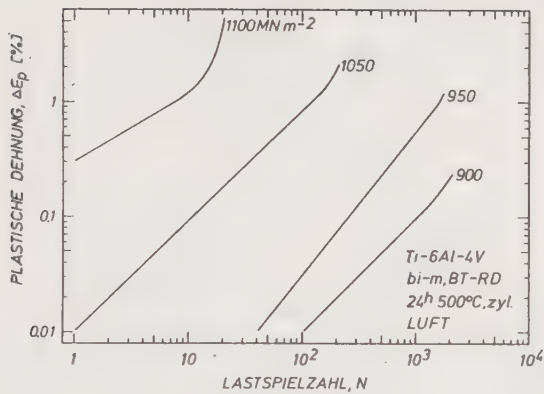


a) grob lamellar



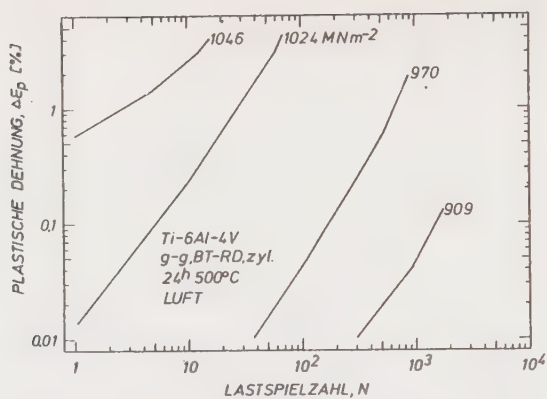
b) fein lamellar

Bild 35 Einfluß der Spannungsamplitude auf das
 Entfestigungsverhalten der lamellaren Gefüge

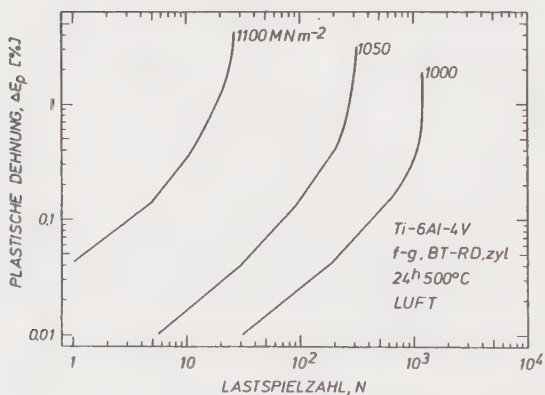


bimodal

Bild 36 Einfluß der Spannungsamplitude auf das
Entfestigungsverhalten des bimodalen Gefüges



a) grob globular



b) fein globular

Bild 37 Einfluß der Spannungsamplitude auf das Entfestigungsverhalten der globularen Gefüge

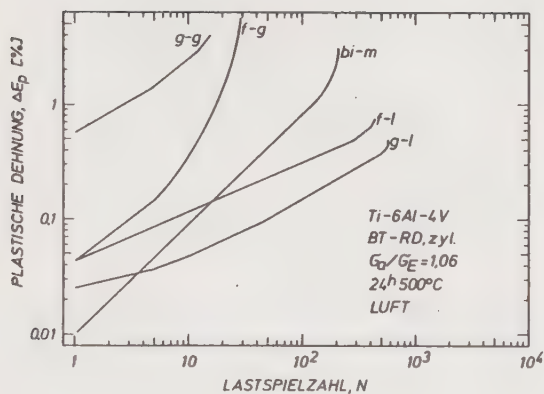
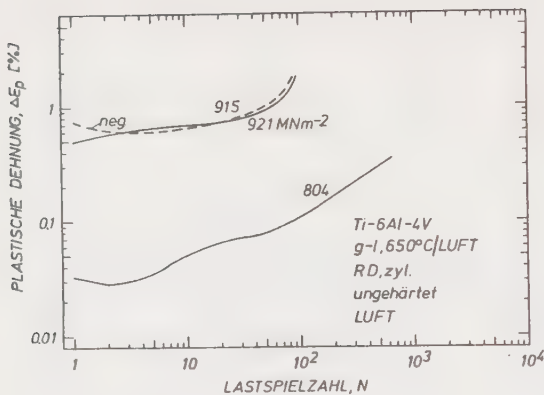
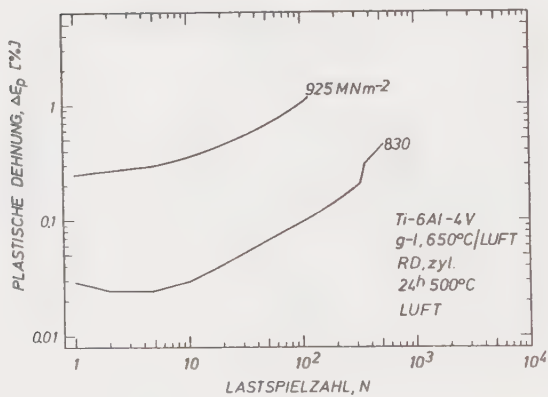


Bild 38 Einfluß des Gefüges auf das Entfestigungsverhalten bei konstantem Spannungsverhältnis



a) ungehärtet



b) 24^h 500°C

Bild 39 Entfestigungsverhalten nach Luftabkühlung
von der Gleichgewichtstemperatur 650°C

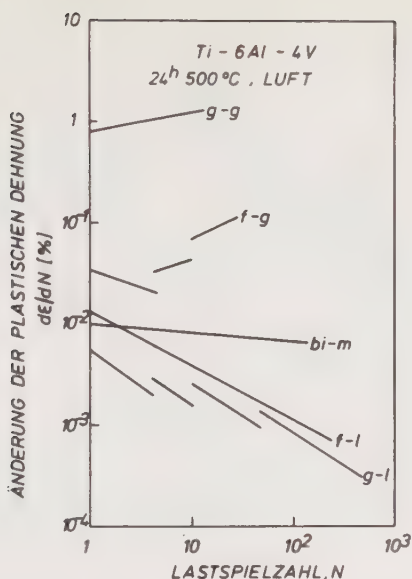


Bild 40 Änderung des Ver- und Entfestigungsverhaltens mit zunehmender Lastspielzahl

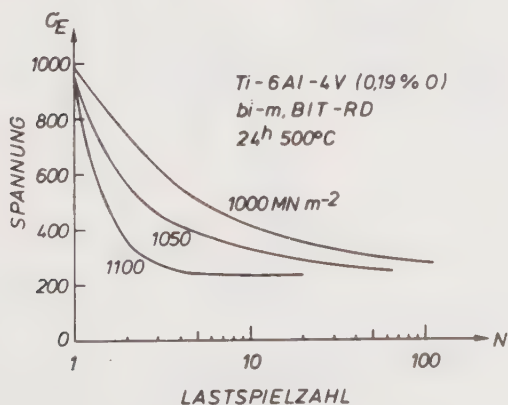


Bild 41 Einfluß der Spannungsamplitude auf den Verlauf der Elastizitätsspannung G_E mit zunehmender Lastspielzahl

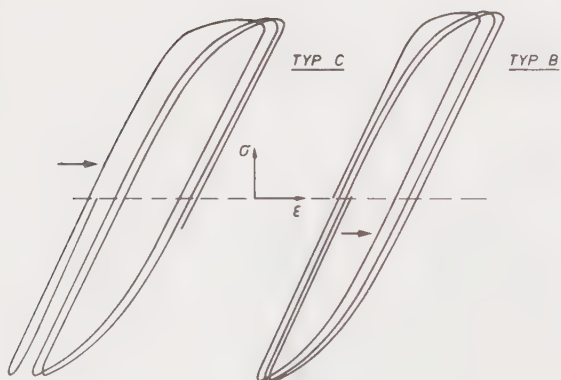
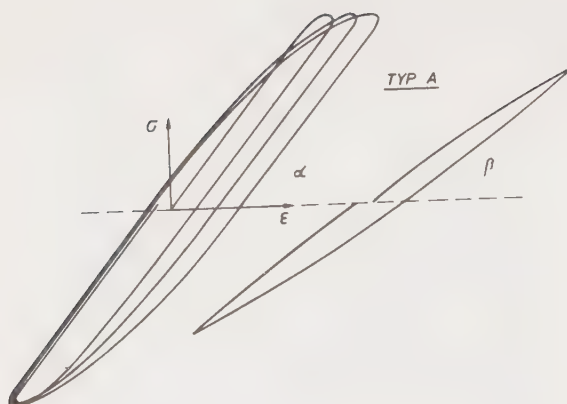


Bild 42 Beobachtete Formen der Hysteresisschleifen

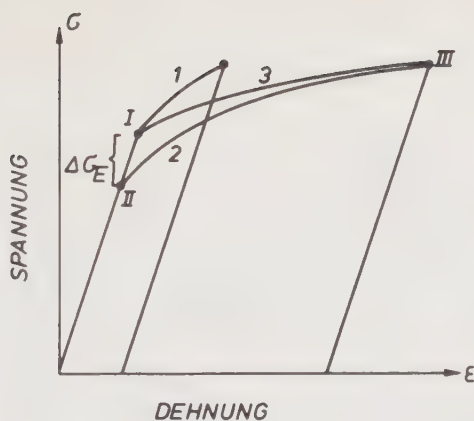


Bild 43 Entfestigung durch Erniedrigung der Elastizitätsspannung bei konstantem Verfestigungsverhalten (Kurve 1 und Kurve 2)

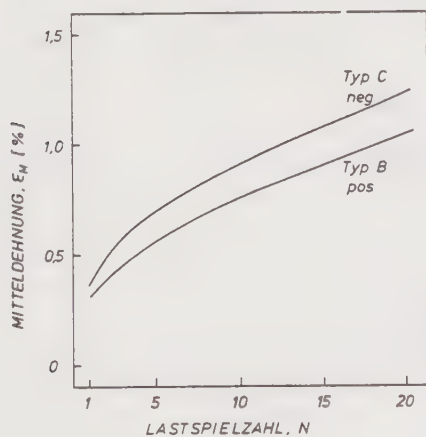


Bild 44 Verlauf der Mitteldehnung bei Zugansteuerung (pos) und bei Druckansteuerung (neg)

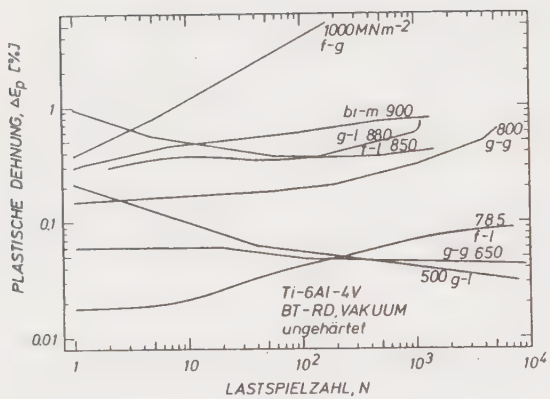
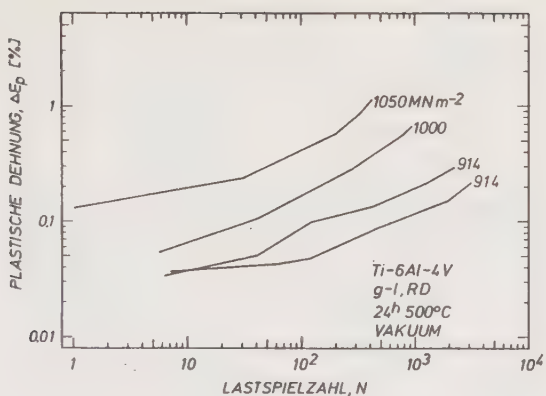
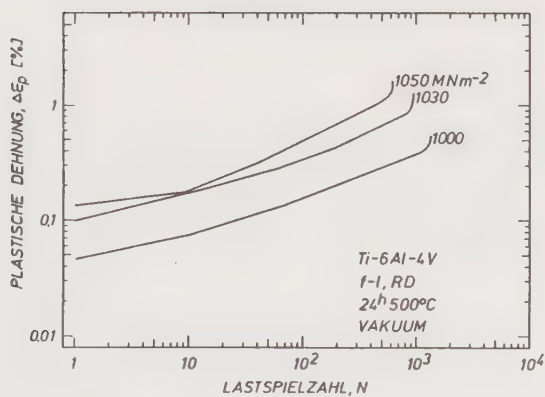


Bild 45 Wechselverformungskurven der ungehärteten Gefüge

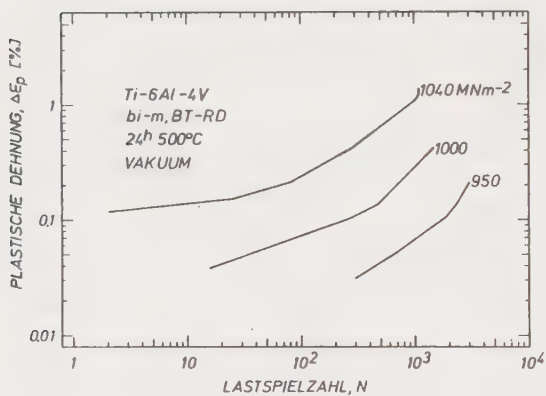


a) grob lamellar



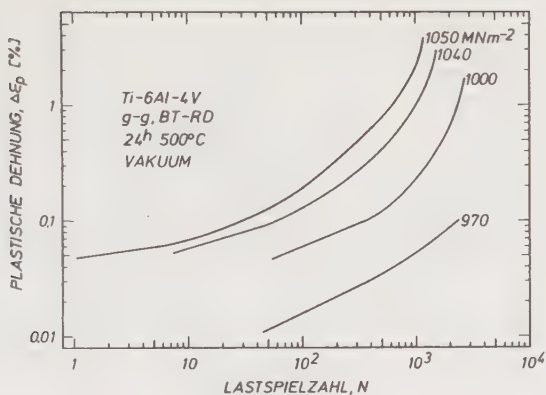
b) fein lamellar

Bild 46 Einfluß der Spannungsamplitude auf das
Entfestigungsverhalten der lamellaren Gefüge

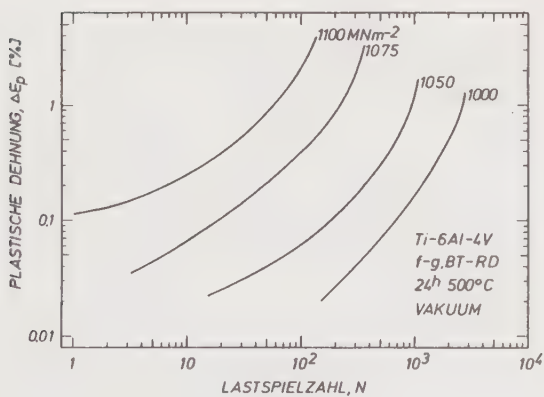


bimodal

Bild 47 Einfluß der Spannungsamplitude auf das
 Entfestigungsverhalten des bimodalen Gefüges

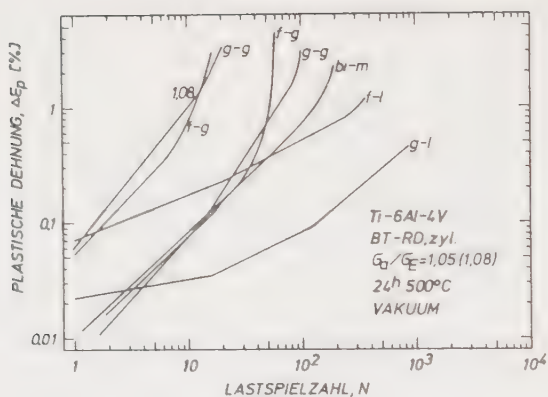


a) grob globular

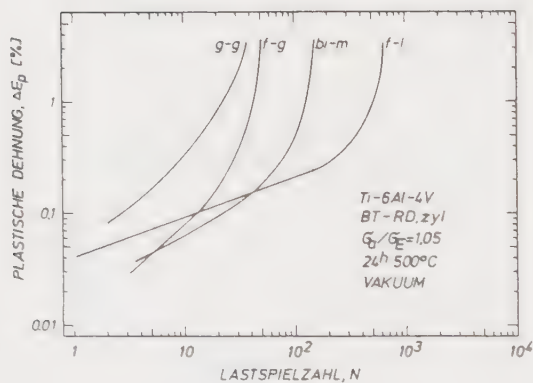


b) fein globular

Bild 48 Einfluß der Spannungsamplitude auf das
 Entfestigungsverhalten der globularen Gefüge



a) DMS



b) QDA

Bild 49 Einfluß des Gefüges auf das Entfestigungsverhalten bei konstantem Spannungsverhältnis.
Ti-6Al-4V (T 275)

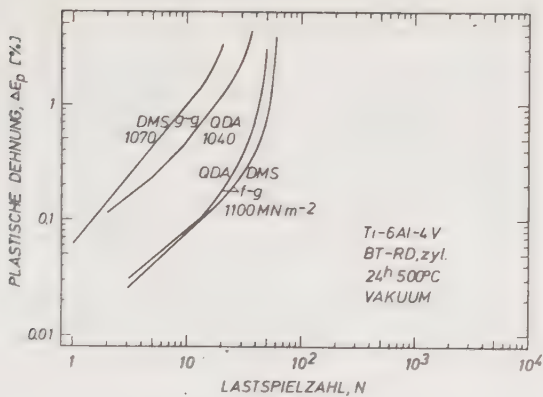


Bild 50 Vergleich der Messungen mit Dehnungsmeßstreifen (DMS) und Querdehnungsaufnehmer (QDA)

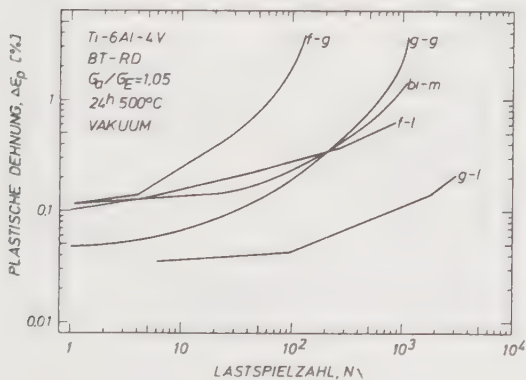


Bild 51 Einfluß des Gefüges auf das Entfestigungsverhalten bei konstantem Spannungsverhältnis, Ti-6Al-4V (DKK 3)

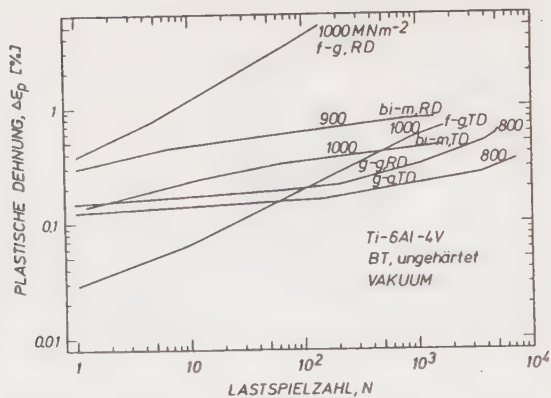


Bild 52 Einfluß der Textur auf das Entfestigungsverhalten der ungehärteten Gefüge

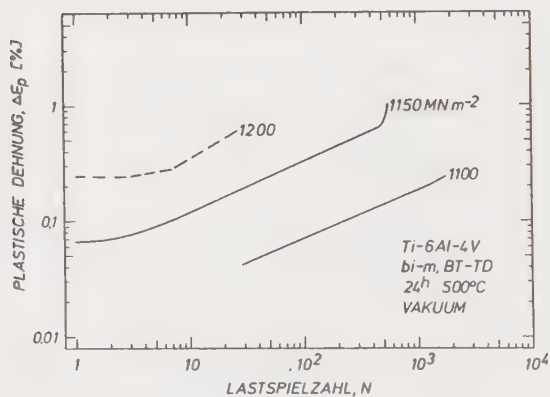
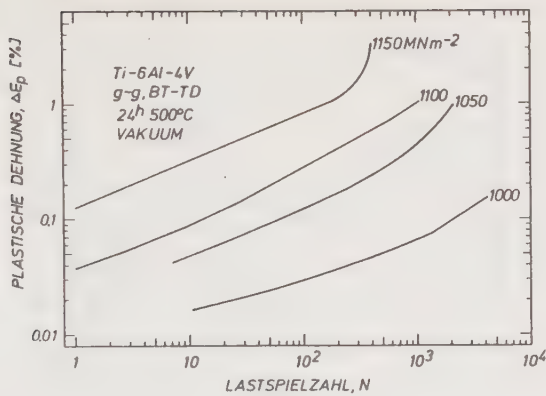
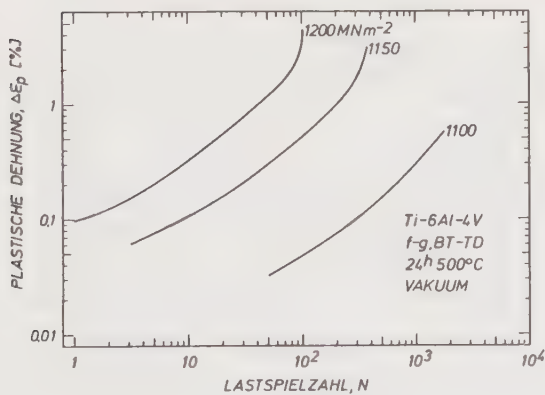


Bild 53 Einfluß der Spannungsamplitude auf das Entfestigungsverhalten des bimodalen Gefüges in TD-Richtung



a) grob globular



b) fein globular

Bild 54 Einfluß der Spannungsamplitude auf das
 Entfestigungsverhalten der globularen Gefüge
 in TD-Richtung

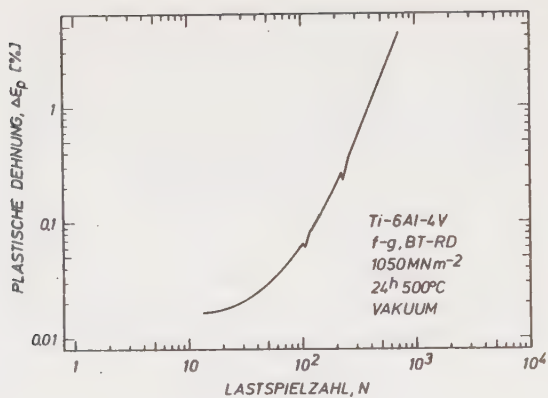


Bild 55 Nachweis der Entfestigung durch elektrolytisches Polieren nach Versuchsunterbrechung

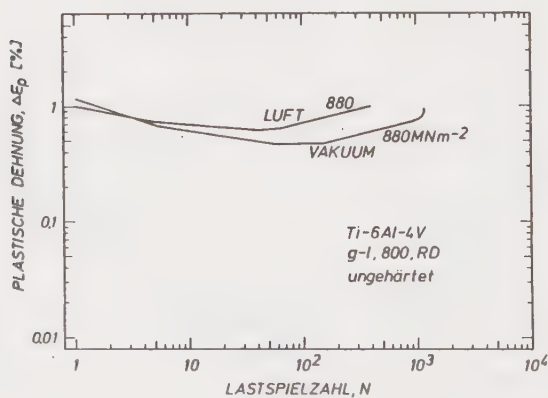
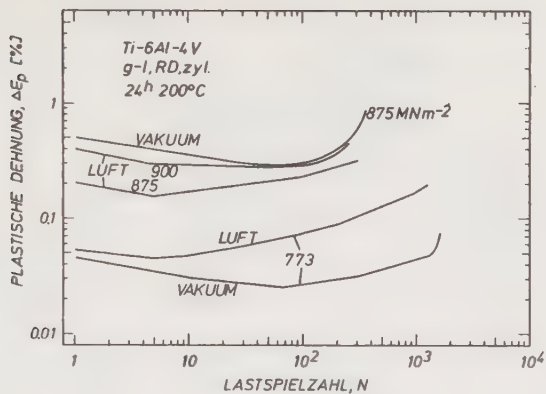


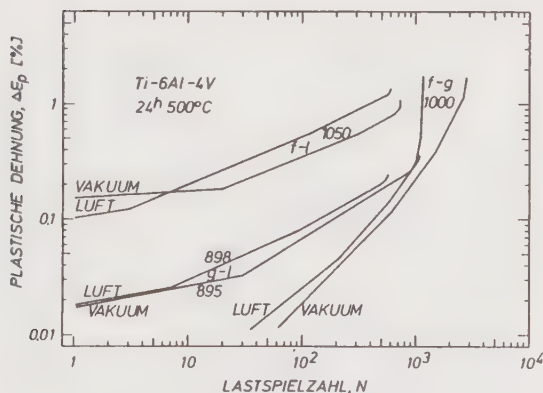
Bild 56 Einfluß der Ribbildung (Vakuum - Luft) auf die Wechselverformungskurven der ungehärteten Gefüge
Luft: zyl, DMS, T 275
Vakuum: gek, QDA, DKK 3



a) 24^h 200°C

Vakuum: QDA, T275

Luft: DMS, T275



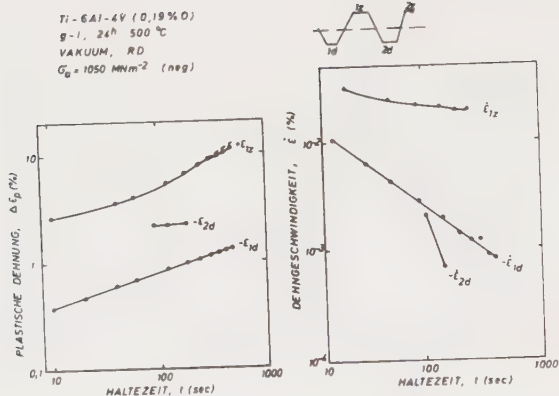
b) 24^h 500°C

f-1: QDA, DKK 3

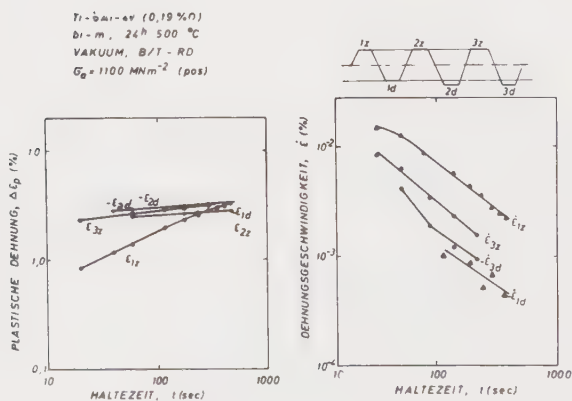
g-1: DMS, T 275

f-g: Vak., QDA, DKK 3
Luft, DMS, T 275

Bild 57 Einfluß der Rißbildung (Vakuum - Luft) auf die Wechselverformungskurven lamellarer und globularer Gefüge



a) Druckangesteuert



b) Zugangesteuert, völlige Reversibilität bei korrigierter Druckspannung

Bild 58 Zeitabhängige Formänderung bei Raumtemperatur

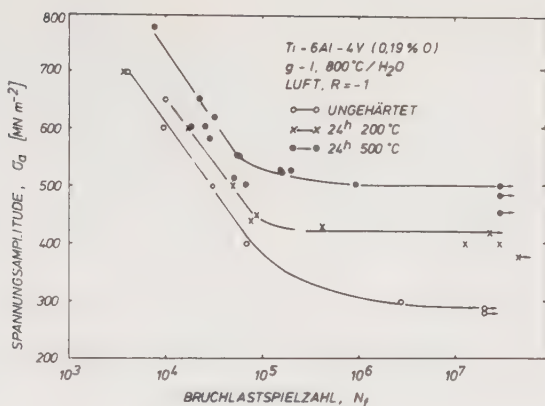


Bild 59 Wöhlerdiagramme des grob lamellaren Gefüges, $800^\circ C / H_2O$ (Umlaufbiegeversuch)

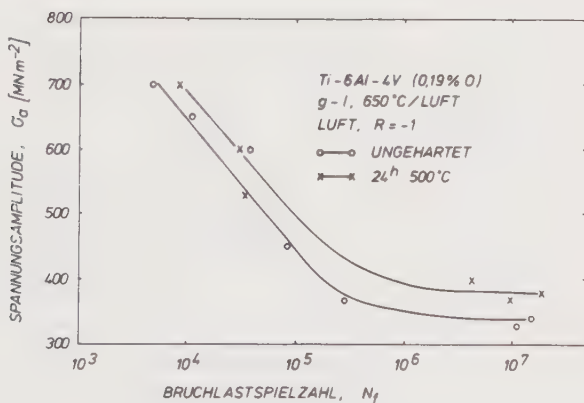


Bild 60 Wöhlerdiagramme des grob lamellaren Gefüges, $650^\circ C / H_2O$ (Umlaufbiegeversuch)

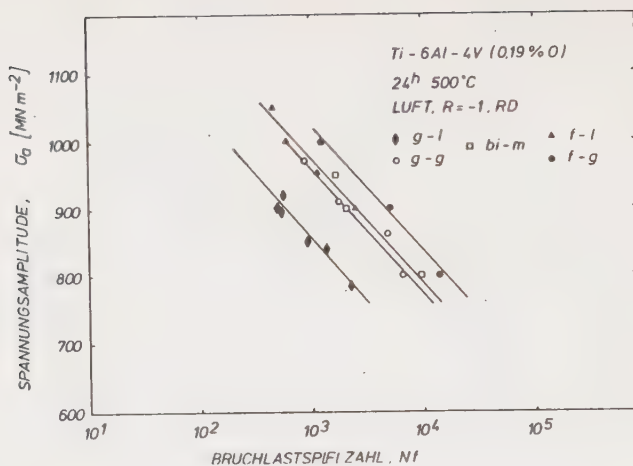


Bild 61 Einfluß des Gefüges auf die Zeitfestigkeit

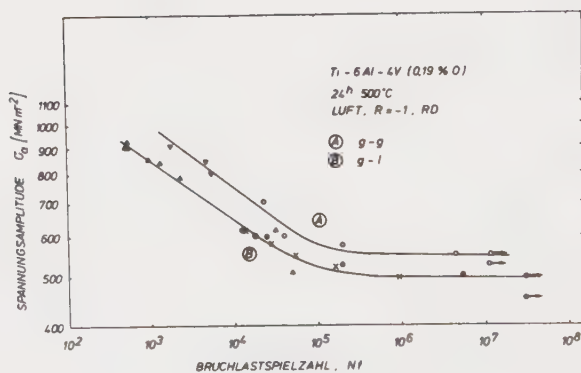
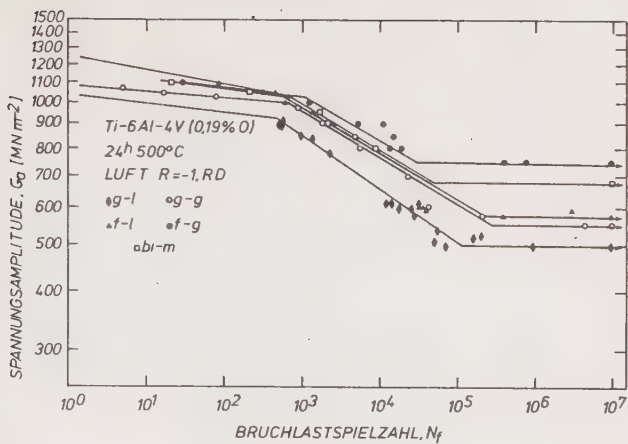
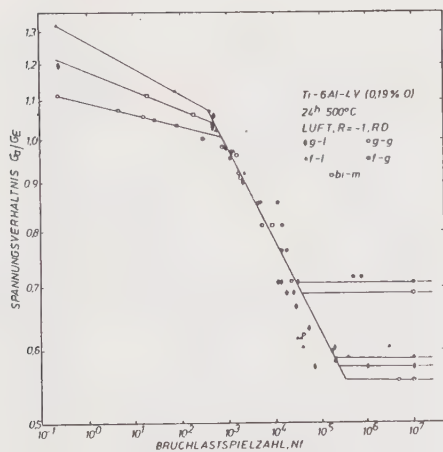


Bild 62 Wöhlerdiagramme der groben Gefüge,
HCF und LCF Ergebnisse

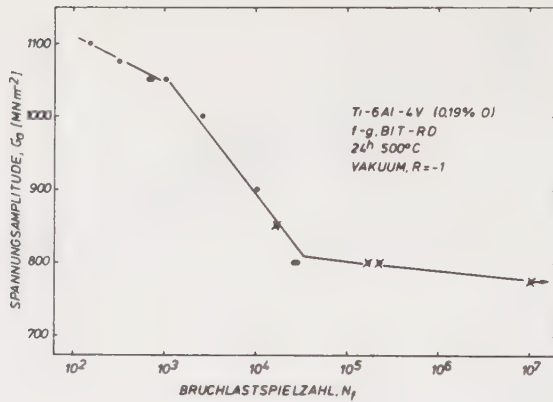


a) $\log - \log$

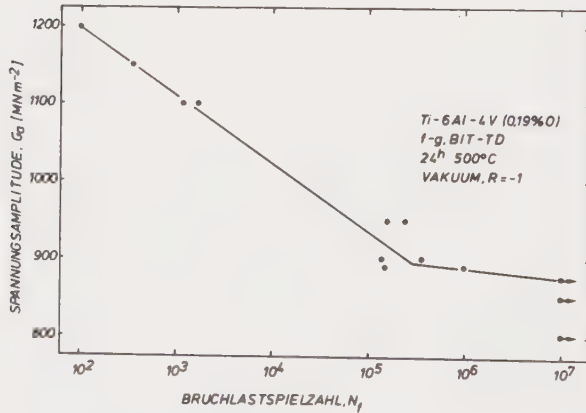


b) $\log \sigma_a / \sigma_E - \log N_f$

Bild 63 Einfluß der Gefüge auf das Bruchverhalten
 der Ti-6Al-4V in Luft (S-N Kurven)



a) RD - Richtung



b) TD - Richtung

Bild 64 Wöhlerdiagramme aus LCF und HCF Versuchen für das fein globulare Gefüge

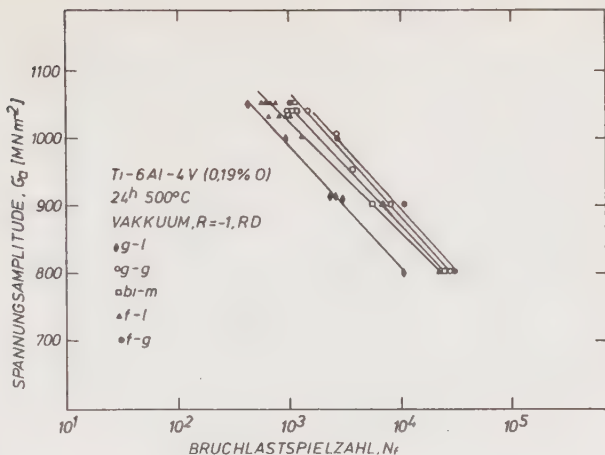


Bild 65 Einfluß des Gefüges auf die Zeitfestigkeit

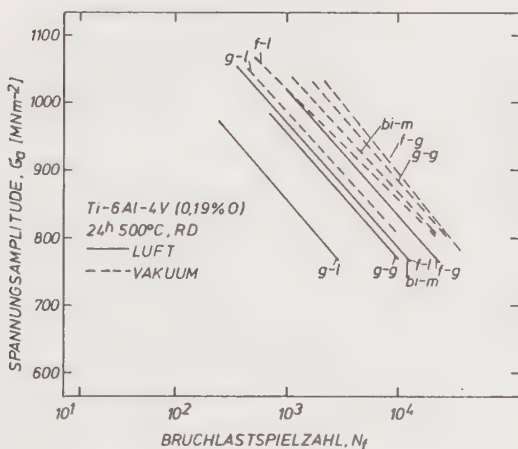


Bild 66 Zeitfestigkeit in Vakuum und Luft

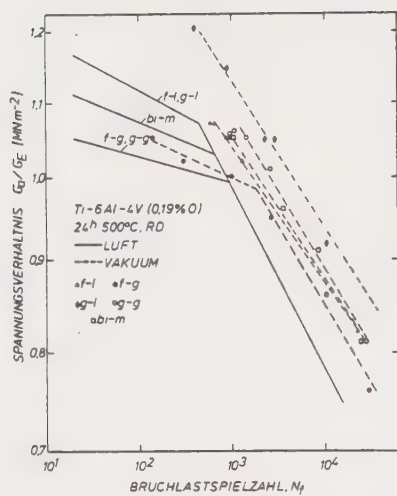
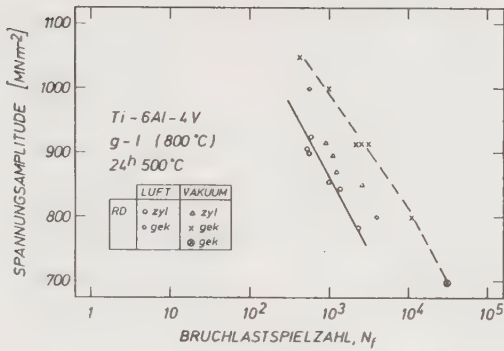
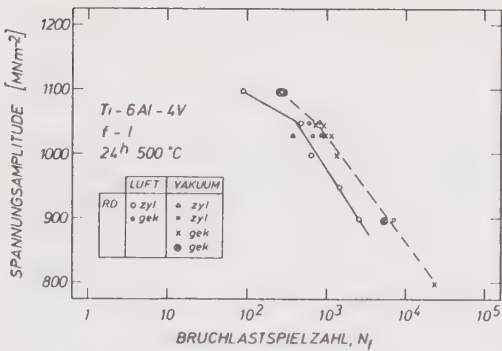


Bild 67 Einfluß des Mediums, Zeit- und Kurzzeitfestigkeit



a) grob lamellar



b) fein lamellar

Bild 68 Zeit- und Kurzzeitfestigkeit in Vakuum und Luft für die lamellaren Gefüge

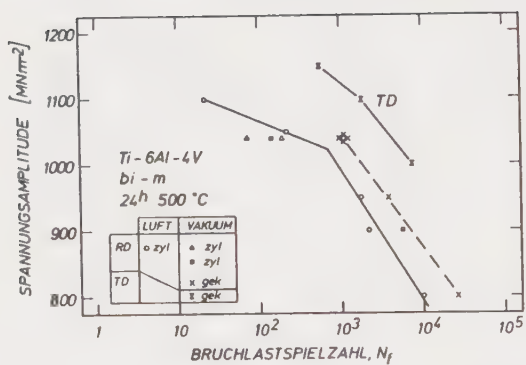
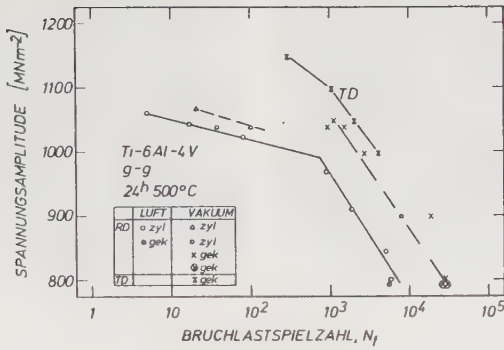
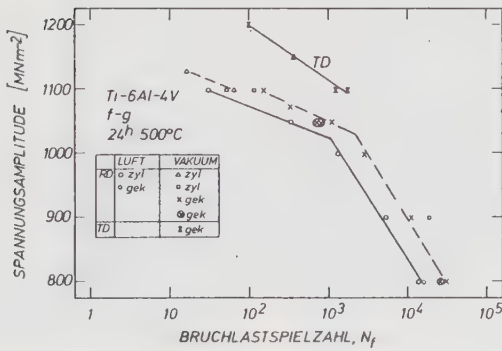


Bild 69 Zeit- und Kurzzeitfestigkeit in Vakuum und Luft
 für das bimodale Gefüge

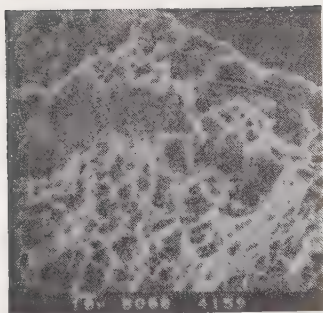


a) grob globular

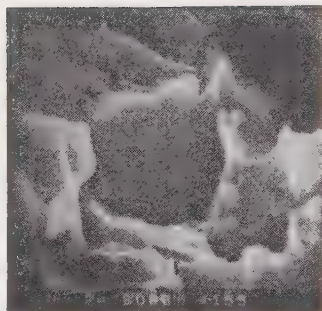


b) fein globular

Bild 70 Zeit- und Kurzzeitfestigkeit in Vakuum und Luft für das globulare Gefüge



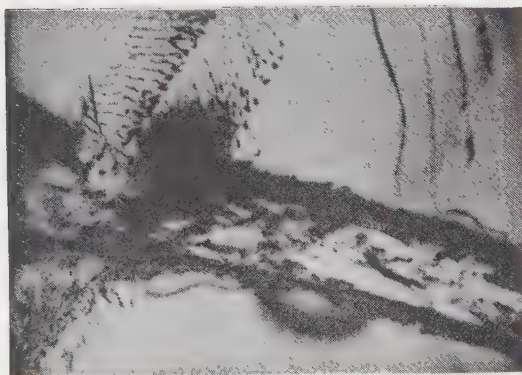
a)



b)

Bild 71 Bruchflächen der Ti-6Al-4V, Zugversuch,
g-g, $T = 350^{\circ}\text{C}$ (REM)

- a) Versprödete Randzone
- b) Transkristalliner Spaltbruch,
Abstand $30\ \mu\text{m}$ von der Oberfläche



0,25 μm

Bild 72 Versetzungsaufstau an der α - β Phasengrenze,
Ti-6Al-4V, grob lamellar (TEM)



a) $\sigma_a = 500 \text{ MNm}^{-2}$

ungehärtet



b) $\sigma_a = 905 \text{ MNm}^{-2}$

24^h 500°C

5 μm

Bild 73 Rißbildung in der Ti-6Al-4V bei zyklischer Belastung

a) Grenzflächenriß

(LM)

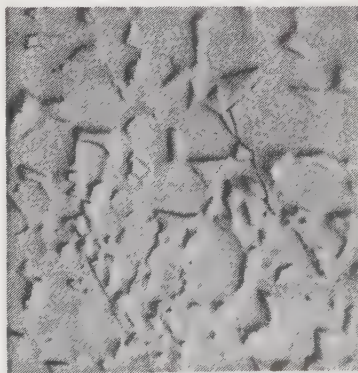
b) Gleitbandrisse



a) $\sigma_a = 914 \text{ MNm}^{-2}$

g-1, 24^h 500°C

$N = 50$



b) $\sigma_a = 1040 \text{ MNm}^{-2}$

g-g, 24^h 500°C

$N = 90$

5 μm

Bild 74 Rißbildung in der Ti-6Al-4V bei zyklischer Belastung

a) Rißlänge ca. $100 \mu\text{m}$

(LM)

b) Rißlänge ca. $20 \mu\text{m}$

Die vorliegende Arbeit wurde in der Zeit von April 1977 bis Mai 1980 am Institut für Werkstoffe (Abteilung Maschinenbau) der Ruhr-Universität in Bochum durchgeführt.

Herrn Professor Dr. rer. nat. G. Lütjering möchte ich ganz besonders für die interessante Themenstellung dieser Arbeit und seine stete Bereitschaft zu wertvollen Diskussionen danken.

Herrn Professor Dr.-Ing. E. Hornbogen danke ich für die Übernahme des Korreferats und für die Möglichkeit, die Arbeit an seinem Institut durchführen zu können.

Die Walzarbeiten wurden am Institut für Werkstoff-Forschung der DFVLR in Köln-Porz durchgeführt. Für die Bereitstellung der Geräte möchte ich mich beim Institutsleiter, Herrn Professor Dr. rer. nat. W. Bunk, bedanken.

Bei allen Institutsmitgliedern, die mir bei der Durchführung der Arbeit und bei der Fertigstellung des Manuskripts behilflich waren, möchte ich mich recht herzlich bedanken.

LEBENS LAUF

Name	Manfred Albert Däubler
geboren am	29. August 1947
Geburtsort	Bückeburg
Eltern	Albert Däubler und Ehefrau Sophie, geb. Stahlhut
1954 - 1962	Volksschule Gelsenk.- Schalke
1962 - 1965	Berufsschule Ge.-Buer: Feinmechaniker
1964 - 1967	Berufsaufbauschule Gelsenk.-Buer
August 1967	Fachschulreife
1967 - 1969	Grundwehrdienst
1969 - 1972	Studium des Allgemeinen Maschinen- baus an der Fachhochschule Bochum, Abt. Gelsenkirchen
Juni 1972	Ingenieur - Prüfung Thema der Ingenieurarbeit: " Anwendung des Analogrechners im Maschinenbau "
WS 72/73-WS 76/77	Studium des Allgemeinen Maschinen- baus an der Ruhr - Universität Bochum
März 1977	Diplom - Prüfung Diplom - Arbeit am Institut für Werk- stoffe der Abteilung für Maschinen- bau Thema der Diplomarbeit: " Einfluß des Sauerstoffgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften der Ti-6Al-4V Legierung"
Seit April 1977	Betreuer: Prof. Dr. G. Lütjering Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffe der Ruhr- Universität Bochum

FOTODRUCK J. MAINZ — Telefon: (02 41) 2 73 05
Neupforte 13, Nähe Markt, 5100 Aachen